



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ

HEAT TREATMENT OF TOOL STEELS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Stanislav Tobolík

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP

BRNO 2016

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Bc. Stanislav Tobolík**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **Ing. Eva Mollíková, Ph.D., Paed IGIP**
Akademický rok: 2015/16

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Optimalizovat režim tepelného zpracování nástrojových ocelí na požadovanou tvrdost.

Cíle diplomové práce:

Student ve své práci:

- definuje nástrojové oceli
- zmíní chemické složení a tepelné zpracování poskytující nástrojovým ocelím požadovanou strukturu a tím i mechanické vlastnosti
- blíže popíše materiál, který bude ve své práci analyzovat
- popíše metodiku zkoušení mechanických vlastností experimentálního materiálu
- rozebere výsledky experimentů a na základě jejich diskuse stanoví optimální režim tepelného zpracování zkoumané nástrojové oceli

Seznam literatury:

Jurčí, P.: Nástrojové oceli ledeburitického typu. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.

Femunt, P., Krejčík, J., Podrábský, T.: Nástrojové oceli, Dům techniky Brno, 1994.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2015/16

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

Tato diplomová práce se zabývá vlastnostmi ledeburitické chrom-vanadové nástrojové oceli po tepelném zpracování. Teoretická část obsahuje charakterizaci ledeburitických ocelí, možnosti jejich výroby a tepelného zpracování. Dále jsou stručně popsány principy použitých zkušebních metod. Praktická část je zaměřená na popis výsledků dvanácti skupin vzorků, s různým tepelným zpracováním. Výsledky jsou poté porovnány v konečné diskuzi.

Klíčová slova

Ledeburitická ocel 1.2379, kalení, popouštění, metalografická analýza, struktura, tvrdost, houževnatost, odolnost proti abrazi.

Abstract

This thesis deals with the properties of ledeburitic chrome-vanadium tool steel after heat treatment. Theoretical part contains characterization of ledeburitic steels, the possibility of manufacturing and heat treatment. There are also briefly describes the principles of the test methods, which were used. The practical part is focused on describing the results of 12 sample groups, with different heat treatment. The results are compared in the final discussion.

Keywords

Ledeburitic steel 1.2379, quenching, tempering, metallographic analysis, structure, hardness, toughness, abrasion resistance.

Bibliografická citace

TOBOLÍK, S. *Tepelné zpracování nástrojových ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 57 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP.

Prohlášení

Já Stanislav Tobolík prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma Tepelné zpracování nástrojových ocelí vypracoval samostatně pod vedením vedoucí diplomové práce Ing. Evy Mollikové, Ph.D., Paed IGIP, s použitím odborné literatury a pramenů uvedených na konci této práce.

V Brně dne 27. 5. 2016

.....

podpis autora

Poděkování

Chtěl bych poděkovat Ing. Evě Mollikové, Ph.D., Paed IGIP za odborné vedení, připomínky a rady při tvorbě práce. Dále chci poděkovat mé přítelkyni a rodině, kteří mě podporovali a byli trpěliví po celou dobu mého magisterského studia.

Obsah:

1.	Úvod	11
2.	Cíl práce.....	12
3.	Ledeburitické oceli	13
3.1	Charakteristika prvků v ledeburitických ocelí	13
3.2	Základní vlastnosti ledeburitických ocelí	14
3.3	Strukturní parametry	18
3.3.1	Matrice.....	19
3.3.2	Karbidické fáze.....	19
4.	Výroba ledeburitických ocelí.....	21
4.1	Konvenční způsob výroby	21
4.2	Výroba práškovou metalurgií	22
5.	Tepelné zpracování ledeburitických ocelí	24
5.1	Žihání na měkko	24
5.2	Ohřev na kalící teplotu (austenitizace)	24
5.3	Kalení	25
5.4	Popouštění.....	26
5.5	Zmrazování	28
6.	Zkušební metody experimentální části	29
6.1	Zkouška tvrdosti podle Rockwella	29
6.2	Zkouška rázem v ohybu	30
6.3	Metalografie	31
6.3.1	Určování velikosti austenitického zrna.....	33
6.4	Zkouška otěru kovových materiálů.....	33
6.5	Stanovení zbytkového austenitu	34
7.	Aplikace oceli	36
8.	Experiment	38
8.1	Ocel 1.2379 (ČSN 41 9573)	38
8.2	Tepelné zpracování	39
8.3	Zkouška rázem v ohybu	42
8.4	Mikrostruktura a velikost austenitického zrna.....	42
8.5	Zkouška otěru	45
8.6	Stanovení zbytkového austenitu	46
8.7	Měření tvrdosti podle Rockwella.....	48
8.8	Přehled výsledků.....	49
9.	Diskuze výsledků.....	50
10.	Závěr.....	51

Použitá literatura.....	52
Seznam příloh	54
Přílohy	55

1. Úvod

Ledeburitické oceli spatřily světlo světa již v polovině devatenáctého století. Od té doby prošly dlouhým vývojem, během kterého se postupně zkoušeli různé možnosti legování. Na začátku dvacátého století bylo známo chemické složení dodnes používané rychlořezné oceli 19 824 (18 %W, 4 %Cr, 1 %V). O něco později byly provedeny pokusy o legování oceli kobaltem, což umožnilo zvýšit výkon nástrojů.

Na nástrojové oceli ledeburitického typu jsou často kladeny nároky, které si odporují. Tím je myšleno například vysoká pevnost a tvrdost při dostatečné houževnatosti nástroje. K řešení problému značně přispěl vývoj technologie výroby ledeburitických ocelí. Ocel vyrobená práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic si ponechává výborné pevnostní charakteristiky a dostatečnou houževnatost. Ocel vyráběná práškovou metalurgií nevykazuje anizotropii mechanických vlastností, která je typická pro oceli vyráběné konvenčními postupy.

Abychom využily maximální pracovní potenciál ledeburitických ocelí, je nutné je vždy tepelně zpracovat. Tepelné zpracování se skládá z postupného ohřevu na austenitizační teplotu, výdrže na této teplotě a následného ochlazení za podmínek, během kterých vznikne ve struktuře martenzit, ale nedojde k porušení nástroje vlivem vysokého vnitřního pnutí. Po každém kalení následuje co nejdříve několikanásobné popouštění. Takto tepelně zpracovaná ocel může být vystavena provoznímu zatížení během stříhání plechů, třískového obrábění kovů, nekovů a dalších.

2. Cíl práce

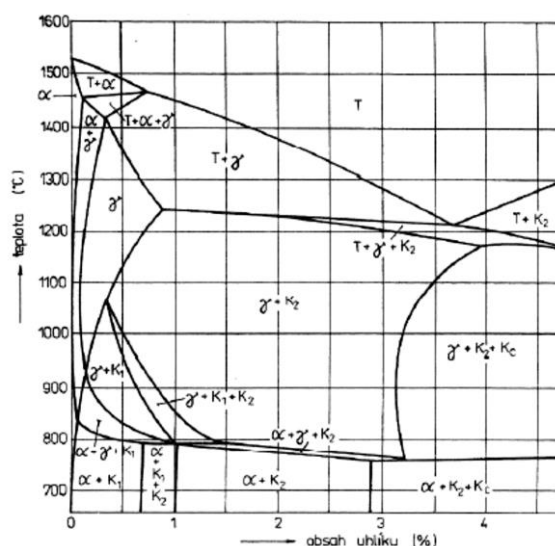
Cílem této diplomové práce je navrhnout optimální způsob tepelného zpracování nástrojové ledeburitické oceli 1.2379, která je ve značné míře používána na výrobu recyklačních nožů. Práce je rozdělena do dvou částí, na teoretickou a praktickou.

V teoretické části je především rozebrána problematika nástrojových ocelí ledeburitického typu. Dále jsou stručně popsány metody zkoušení, které byly provedeny v experimentu, a v neposlední řadě je zmíněna konkrétní aplikace oceli.

Praktická část je zaměřena na výběr vhodného tepelného zpracování zkoumané oceli, který bude založen na laboratorních výsledcích. Experiment zahrnuje popis zvoleného tepelného zpracování, vyhodnocení a diskuzi jednotlivých výsledků zkoušek. Důležitými kritérii posouzení jsou hlavně výsledné vlastnosti vzorků a nákladová náročnost tepelného zpracování.

3. Ledeburitické oceli

V úvodu se nám nabízí otázka. Proč se tyto oceli nazývají ledeburitické? Ledeburit je fáze, která se vyskytuje podle diagramu Fe-Fe₃C u nelegovaných bílých litin s obsahem uhlíku větším než 2,11 %. Odpovědí nám budou další legující prvky vyskytující se v těchto ocelích, které rozšiřují oblast feritu a zmenšují oblast austenitu. Toto chování lze vidět na diagramu Fe-C-Cr na obr. 3.1 [2]. Jedním z prvků, který výrazně posune složení eutektického bodu a bodu maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu, je chrom. Posun probíhá směrem k nižším koncentracím uhlíku. Dalším důležitým feritotvorným prvkem je wolfram. Díky posunutí bodu maximální změny rozpustnosti uhlíku v austenitu k nižším koncentracím, můžeme mít v oceli s méně než 1 % uhlíku eutektickou strukturní složku. Tuto strukturní složku nazýváme ledeburit. Nemusí však být totožný s ledeburitem v bílých litinách. [1]



Obr. 3.1 – Vertikální řez diagramu Fe – C – Cr při 13% Cr [2]

3.1 Charakteristika prvků v ledeburitických ocelích

Pro každou ocel ledeburitického typu platí, že má vysoký obsah uhlíku a legujících prvků. Obvyklí obsah uhlíku se pohybuje v rozmezí od 0,7 % až po 1,5 %. Nelze připustit nižší obsah uhlíku, kvůli konzervaci δ -feritu v materiálu. Nástrojové oceli ledeburitického typu vyráběné práškovou metalurgií mohou obsahovat více než 4 % vanadu a zároveň se dostat na úroveň 4 % uhlíku. [1,3]

Základními legujícími prvky jsou chrom, vanad, wolfram a molybden. Některé nástrojové oceli mohou obsahovat i určité množství kobaltu. Celkový součet všech legujících prvků je okolo 12 %. Všechny dosud zmiňované prvky, kromě kobaltu, tvoří karbidické fáze. Tyto karbidické fáze hrají velkou roli během tepelného zpracování a mají významný vliv na výsledné vlastnosti nástroje. Kobalt zastává funkci substitučního zpevnění tuhého roztoku a částečně zpomalí difuzi ostatních prvků. Kobaltové oceli vykazují vyšší odolnost vůči popouštění než oceli, které kobalt neobsahují. [1,3]

Chrom je typickým a základním legujícím prvkem ledeburitických ocelí. Nejčastější obsah chromu v rychlořezných ocelích jsou 4 %, to je dáno ekonomickým hlediskem. Vyšší obsah není nutný, protože užité vlastnosti dávají nástrojům jiné prvky.

Chrómové oceli ledeburitického typu mohou obsahovat až 13 %Cr. Chrom v rychlořezných ocelích vytváří karbidy typu $M_{23}C_6$, které se dokáží úplně rozpustit v austenitu a tím v něm zvýšit obsah uhlíku a legujících prvků. Výsledkem je usnadnění prokalitelnosti oceli a stabilita martenzitu do vyšších teplot. [1,3]

Wolfram je hlavní legurou v ledeburitických rychlořezných ocelích. Vytváří zpravidla základ pro směsné karbidy typu M_6C . Tyto karbidy se z části účastní tepelného zpracování, tím že se neúplně rozpouští v austenitu. Zbytek karbidů zůstává nerozpuštěná a zvyšuje otěruvzdornost nástrojů. [1,3]

Vanad je další typickou legurou všech ocelí ledeburitického typu. Má nejvyšší afinitu k uhlíku a vytváří velmi stabilní karbidy typu MC. Zhoršuje obrobitelnost a brousitelnost ocelí. [1,3]

Molybden při malém obsahu, zhruba do 2%, zlepšuje řezivost a do 5% houževnatost. Vytváří výhodnější distribuci eutektik v oceli po odlití. Obecně také působí jako legura zlepšující prokalitelnost ocelí. [1,3]

Kobalt až na malé výjimky netvoří karbidy. Značná část je rozpuštěna během kalení v austenitu, resp. po zakalení v martenzitu. Zvyšuje odolnost proti popouštění, protože snižuje rychlost růstových dějů při precipitaci karbidů. Jednou z dalších vlastností kobaltu je stabilizace zbytkového austenitu ve struktuře po zakalení, proto je nutné provádět vícenásobné popouštění a rovněž teplota popouštění bývá zpravidla o něco vyšší. [1,3]

Dalšími doprovodnými prvky jsou mangan a křemík. U ledeburitických ocelí by obsah těchto prvků, neměl přesahovat cca 0,5 %. Pouze u speciálních ocelí vyráběných práškovou metalurgií jsou obsahy křemíku až kolem 1 %. Vyšší obsah manganu může vyvolat sklon ke stabilizaci zbytkového austenitu. Nepříznivý obsah vyššího obsahu křemíku se projevuje ve stabilizaci δ -feritu, zejména u rychlořezných ocelí. Negativní vliv křemíku u speciálních Cr-V ocelí pro práci za studena není znám. [1,3]

Mezi škodlivé prvky v ledeburitických ocelích patří hlavně fosfor a síra. Zmíněné prvky tvoří nežádoucí vměstky typu FeS, MnS a Fe_3P . Vměstky snižují houževnatost a únavovou pevnost materiálu. Fosfor navíc oslabuje kohezní pevnost rozhraní mezi maticí a karbidy v důsledku své segregace na mezifázovém rozhraní. Ze zmíněných důvodů je nutné držet obsahy fosforu a síry na nejnižší možné úrovni. Dalším prvkem, který se považuje za nečistotu, je dusík. Jako škodlivý prvek od obsahu 0,3 % lze považovat také měď, která má za následek nadměrný růst zrna austenitu a jeho stabilizaci. Metalurgickými postupy ji nelze odstranit, proto je nutné dbát zvýšenou pozornost na třídění kovového odpadu. Nikl taktéž působí nevhodným způsobem na vlastnosti ledeburitických ocelí, protože stabilizuje zbytkový austenit. Pro souhrnný obsah mědi a niklu platí obecné pravidlo, že by neměl být vyšší než 0,7 %. V opačném případě dochází ke změnám kalících a popouštěcích charakteristik materiálů. [1,3]

3.2 Základní vlastnosti ledeburitických ocelí

Struktura a vlastnosti ledeburitických ocelí jsou vždy dány charakterem matrice a typem, množstvím, velikostí a rozmístěním karbidů. Strukturu a vlastnosti rozhodujících fází je nutné brát v úvahu jak ve stavu žíhaném na měkko, tak po tepelném zpracování kdy nástroj získává většinu tzv. aktivních vlastností (pevnost, houževnatost, tvrdost, odolnost vůči opotřebení, odolnost proti popouštění a jiné). Karbidické fáze mají rozdílnou termickou stabilitu, to znamená, že se některé rozpouští během austenitizace v tuhém roztoku při relativně nízkých teplotách, jiné se zachovávají

v nerozpuštěném stavu až do teploty solidu, případně i výše. Z tohoto chování vyplývá i úloha jednotlivých prvků v konkrétní oceli. Tvrdost martenzitu a schopnost sekundárního vytvrzování ovlivňují prvky obsažené v karbidických fázích s nízkou termickou stabilitou. Na druhou stranu prvky obsažené v karbidických fázích s vysokou termickou stabilitou mají vliv na odolnost vůči opotřebení a ovlivňují velikost zrna po tepelném zpracování. [1,3]

Pro výrobu nástroje, je velice důležitá obrobitelnost materiálu. Výrobce vždy dodává materiál ve stavu vyžíhaném na měkko. V tomto stavu je obrobitelnost značně snadnější než u materiálu ve stavu po tepelném zpracování (kaleném a popuštěném). V drtivé většině případů se bude ocel ledeburitického typu tepelně zpracovávat, proto je důležité znát další vlastnosti, kterými jsou kalitelnost a prokalitelnost oceli. [1,3]

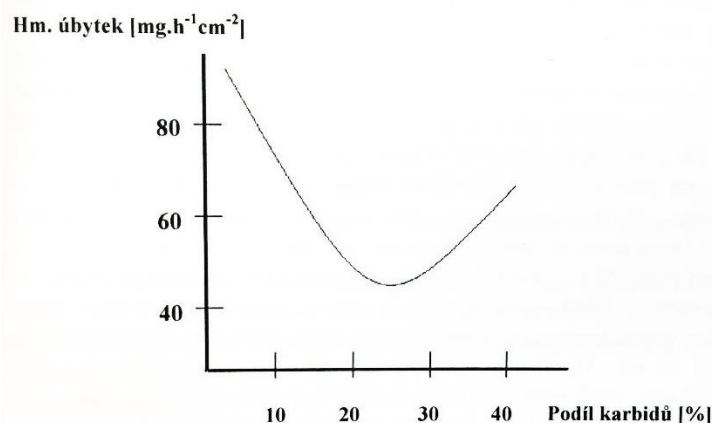
Kalitelnost je definována jako schopnost dosáhnout tvrdosti po tepelném zpracování, spočívajícím v austenitizaci a rychlém ochlazení ve vhodném kalícím médiu. Kalitelnost ocelí ledeburitického typu je velmi dobrá, protože obsahují vysoký podíl uhlíku. [1,3]

Prokalitelnost se definuje jako schopnost materiálu dosáhnout tvrdosti do určité hloubky pod povrchem. U nástrojů je důležité, aby byly pokud možno prokaleny v celém průřezu. Prokalitelnost ocelí ledeburitického typu je obvykle vynikající. Zásahu na tom mají hlavně prvky, které se během austenitizace rozpustí v tuhém roztoku, naopak prvky vázané v nerozpuštěných karbidických fázích, nemají žádný vliv. [1,3]

Obrobitelnost je závislá hlavně na dvou faktorech. Prvním faktorem je jednoznačně tvrdost oceli. Ve stavu vyžíhaném mají oceli ledeburitického typu různou minimální tvrdost, pohybující se v rozmezí 230 až 290 HB. S rostoucí tvrdostí klesá obrobitelnost výrobku. Druhým důležitým faktorem, majícím vliv na obrobitelnost je kvalita a rozmístění karbidů v perlitické matici. Typ karbidu a jejich objemový podíl může také ovlivňovat obrobitelnost. [1,3]

Brousitelnost, tj. obrobitelnost ve stavu po kalení a popuštění se odvíjí zejména od struktury materiálu po provedení tepelného zpracování. Během broušení je nutné dohlížet na to, aby brusivo bylo dostatečně ostré a nebyl důvod ke zvyšování sil působící kolmo na povrch oceli. Výsledkem nesprávného procesu broušení může být zvýšená teplota povrchu až nad A_1 , která je spojena se vznikem martenzitu ve velice tenké vrstvě pod povrchem, popř. směsí martenzitu a zbytkového austenitu. Během transformace z austenitu na martenzit může dojít k takovým objemovým změnám, které mohou vést ke vzniku brusných trhlin. [1,3]

Otěruvzdornost je důležitou výslednou vlastností při použití nástroje. Neodvíjí se přímo úměrně od tvrdosti povrchu, ale závisí i na jiných faktorech. Pro systém železo – uhlík – vanad bylo zjištěno, že zvyšováním obsahu Cr, V a C se zvyšuje odolnost proti abrazivnímu opotřebení materiálu v důsledku výskytu velmi tvrdých karbidických fází na bázi těchto prvků ve struktuře materiálu. Avšak ukazuje se, že tento trend se v ocelích vyráběných konvenční metalurgií zachovává pouze do obsahu karbidů, odpovídajícímu přibližně eutektickému složení a při jeho překročení otěruvzdornost klesá, jak lze pozorovat na obr. 3.2 [4]. [1]

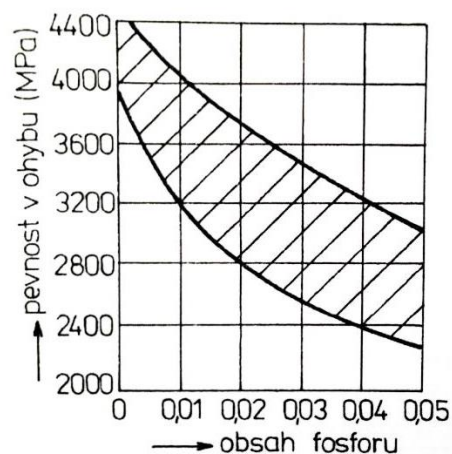


Obr. 3.2 – Závislost odolnosti proti abrazivnímu opotřebení na obsahu karbidů v materiálech systému Fe-C-Cr-V [4]

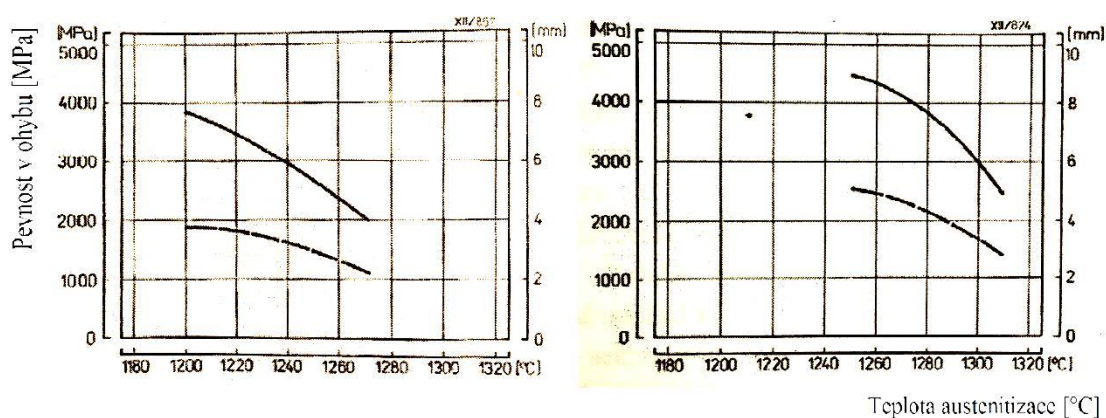
Houževnatost, jinými slovy odolnost proti iniciaci křehkého porušení je významnou vlastností ocelí ledeburitického typu. Nejdůležitějšími rysy, ovlivňujícími houževnatost ocelí ledeburitického typu jsou:

- chemické složení oceli
- způsob výroby
- mikročistota
- výše austenitizační teploty (velikost zrna oceli)
- výše teploty popouštění a jejich počet
- stav povrchu materiálu (drsnost)

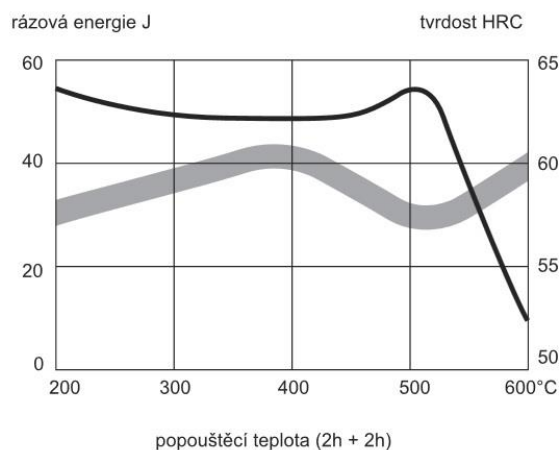
U chemického složení je nejmarkantnější rozdíl mezi houževnatostí ledeburitických rychlořezných ocelí, obsahující kobalt a ocelí bez obsahu kobaltu. Oceli bez kobaltu jsou přitom značně houževnatější. Jakým způsobem je ocel vyrobena se také velmi odráží na houževnatosti. Při stejném chemickém složení, dosahují oceli vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic výrazně lepší houževnatost, takto vyrobené materiály nemají žádnou anizotropii mechanických vlastností vlivem tzv. karbidické řádkovitosti, typickou pro konvenčně vyráběné oceli ledeburitického typu. Mechanické vlastnosti jsou směrově nezávislé. Taktéž mikročistota se může projevit na výsledných vlastnostech. Závislost pevnosti ve tříbodovém ohybu na obsahu fosforu uvedené v obr. 3.3 [3], zobrazuje nepříznivý dopad tohoto prvku na odolnost proti iniciaci křehkého porušení tepelně zpracované (kalené a popouštěné) oceli 19 824. Vliv výše austenitizační teploty na houževnatost je uvedena pro různé oceli ledeburitického typu na obr. 3.4 [5]. Z obrázku je patrné, že s rostoucí teplotou hrubne austenitické zrno a proto houževnatost klesá. Vliv výše teploty popouštění na houževnatost je pak ilustrována na obr. 3.5 [6]. Obecně platí pravidlo, že s rostoucí teplotou popouštění houževnatost vzrůstá. Oceli ledeburitického typu zmíněné pravidlo nesplňují. V oblasti teplot kolem 500 – 600 °C vykazují tzv. maximum sekundární tvrdosti, které má vždy za následek snížení houževnatosti. [1,3]



Obr. 3.3 – Vliv fosforu na pevnost v ohybu ledeburitické rychlořezné oceli 19 824. [3]



Obr. 3.4 – Pevnost ve statickém třibodovém ohybu (plná čára) a max. průhyb do lomu (přerušovaná čára) v závislosti na výši austenitizační teploty pro různé ledeburitické oceli. Vlevo 19 824, kaleno a popuštěno 3x570 °C/ 3/4hod., vpravo 19 857, kaleno a popuštěné 4x570 °C/ 3/4 hod. [5]



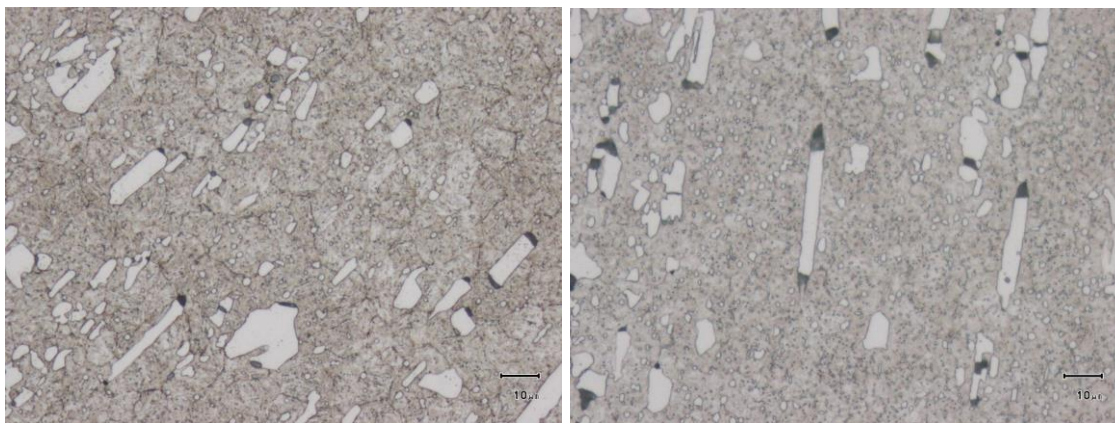
Obr. 3.5 – Houževnatost ledeburitické oceli Vanadis 6 v závislosti na popouštěcí teplotě [6]

Odolnost proti popouštění je schopnost materiálu uchovat si mechanické vlastnosti i za zvýšených teplot, jedná se hlavně o tvrdost a pevnost. Míra odolnosti proti popouštění určuje použitelnost nástroje. Nástroj lze zpravidla použít do teplot nepřekračující teplotu posledního cyklu popouštění. Jako příklad lze uvést nástroj, který je popuštěný na teplotu 530 °C a tudíž má tepelnou stabilitu do této teploty. Tepelná stabilita je závislá i na době vystavení nástroje provozním podmínkám, což znamená, že nástroj nelze nekonečně dlouhou dobu provozovat na teplotě blízké se 530 °C. Z fyzikálně-metalurgického hlediska je pro odolnost proti popouštění důležitý typ precipitujících karbidů během popouštění, resp. jejich teplotní stabilita a rovněž stav matrice. Vhodným příkladem jsou karbidy typu M_7C_3 , které se vyskytují v chromových ledeburitických ocelích a mají tepelnou stabilitu do cca 520 °C. Po překročení této teploty mají karbidy velký sklon k hrubnutí. Na druhou stranu karbidické precipitáty vyskytující se v rychlořezných ledeburitických ocelích jsou typu M_6C a MC , které mají tepelnou stabilitu až do cca 580°C. [1,3]

Rozměrová stabilita, čili změna rozměrů během a po tepelném zpracování souvisí s objemovými změnami v důsledku fázových transformací. Obecně se dá říci, že po kalení nástrojové oceli nabývají na rozměru, protože martenzit má větší měrný objem než austenit. Dále během popouštění dochází k dalšímu nárůstu rozměrů vlivem precipitace karbidů. Nelze opomenout ani vliv karbidické řádkovitosti na změnu rozměrů. Rozměrové změny či deformace mohou být výraznější v podélném než v příčném směru karbidických řádků. Rozměrová stabilita po tepelném zpracování a během provozu nástrojů se odvíjí od množství zbytkového austenitu v mikrostruktuře, který samovolně za účinku deformace může transformovat na martenzit. Nejedná se o velké změny, ale u přesných nástrojů mohou hrát roli. Pro omezení obsahu zbytkového austenitu je důležité dodržovat správná pravidla tepelného zpracování, případně využití zmrazování po kalení (kryogenního zpracování). [1,3]

3.3 Strukturní parametry

Struktura oceli ledeburitického typu je vždy tvořena dvěma strukturními složkami, maticí a karbidickými fázemi. Strukturu chromové ledeburitické oceli lze vidět na obr. 3.6 [7]. Karbidické fáze mají různý tvar, velikost a jsou umístěny v matici. Tyto dvě základní strukturní složky jsou spolu provázány a každá splňuje svou specifickou úlohu. Pokud by některá ze složek byla v nevhodném stavu, výsledný nástroj by nemohl plnit správnou funkci. Karbidy tvořící tvrdou a otěruvzdornou složku všech ocelí ledeburitického typu ovlivňují vlastnosti jako obrobitelnost (negativně), řezivost a otěruvzdornost (pozitivně). Stav matrice je důležitý po stránce pevnosti, která se odvíjí od její tvrdosti. Pevnost matrice se zvyšuje tepelným zpracováním, přičemž rozhodující pro výši pevnosti a tvrdosti je, kolik karbidů se v procesu ohřevu na kalicí teplotu rozpustí v austenitu. Z toho také vyplývá, že ačkoliv karbidy, zejména typu MC působí při obrábění nástrojů značné problémy, při dalším výrobním postupu a stejně tak v procesu používání je jejich role v nástrojové oceli nezbytná. Již z tohoto malého množství uvedených důvodů si lze vytvořit obrázek o synergickém efektu těchto základních strukturních složek. Proto je dobré vnímat oceli ledeburitického typu jako „pseudokompozitní“ materiál. [1,3]



Obr. 3.6 – Struktura chromové ledeburitické oceli 19 573 po tepelném zpracování – kalení a popouštění. [7]

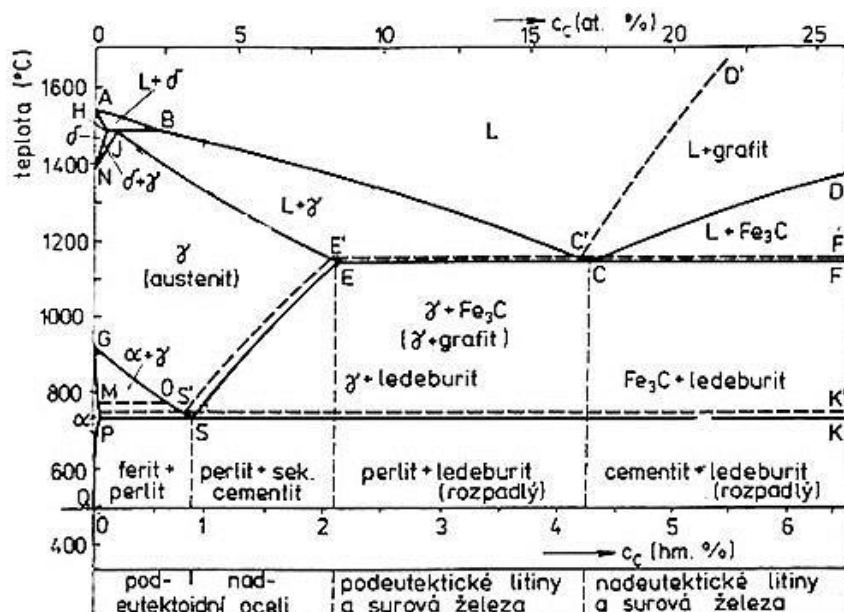
3.3.1 Matrice

Po odlití, ztuhnutí a vychladnutí ingotu pomalou rychlostí ochlazování v průmyslových podmínkách, je matrice tvořená dendrity tuhého roztoku feritu. K austenitizaci matrice dochází během tvářecího procesu za tepla. Struktura austenitu je velice výhodná, protože umožňuje vlastní tvářecí proces, a dále spolupůsobí při různých reakcích. Jestliže je ocel ledeburitického typu pomalu ochlazována z tvářecí teploty a stejně tak z teploty následného žhání na měkko, je matrice vždy tvořena feritem, ve které jsou různorodým způsobem, podřízeným zejména způsobem výroby materiálu, rozmístěny karbidické fáze. [1,3]

Zásadní změna charakteru matrice nastane po procesu kalení. Po ochlazení v kalícím médiu je matrice tvořená převážně martenzitem (desky, jehlice) a zbytkovým austenitem. Podíl těchto fází se odvíjí od výše austenitizační teploty, délce prodlevy na této teplotě, rychlosti ochlazování a samozřejmě při stejném režimu tepelného zpracování na chemickém složení oceli. Martenzit může být dvojího typu – dislokační a dvojčatový. Tento charakter martenzitu se částečně zachovává i po popouštění. [1,3]

3.3.2 Karbidické fáze

Karbidické fáze v ocelích ledeburitického typu lze dělit podle různých hledisek. V této práci bude zmíněno rozdělení karbidů dle původu. Pro lepší vysvětlení původu karbidů poslouží základní diagram železo – karbid železa, obr. 3.7 [8]. [1,3]



Obr. 3.7 – Rovnovážný diagram soustavy Fe – Fe₃C [8]

Z diagramu je jasné, že cementit může mít 5 různých původů. Stejný původ mají i karbidy v ledeburitických ocelích.

Karbidy primární – vylučují se podobně, jako primární cementit u nadeutektických bílých litin z taveniny během tuhnutí. Nejčastějším prvkem, který vytváří tyto karbidy je vanad s uhlíkem. [1]

Karbidy eutektické – tvorba těchto karbidů je spojena s eutektickou přeměnou podobně jako eutektický cementit s ledeburitem v bílých litinách. Typ eutektických karbidů závisí na způsobu legování oceli. Chromové ledeburitické oceli obsahují karbidy typu M₇C₃. Ledeburitické rychlořezné oceli mohou mít více druhů eutektických karbidů. Důvodem je více přeměn eutektického typu v souvislosti s chemickým složením a podmínkami krystalizace. Výsledkem tak mohou být eutektické karbidy typu M₆C, M₂C a MC. Primární a eutektické karbidy se neúčastní aktivně procesů tepelného zpracování, protože se nerozpouští v austenitu. Úkolem těchto karbidů je zabránění růstu austenitického zrna během výdrže na austenitizační teplotě a dávají nástrojům vysokou otěruvzdornost a řezivost. [1]

Karbidy sekundární – opět analogické vylučování jako sekundární cementit z austenitu mezi teplotami solidu a A₁. Sekundární karbidy již hrají důležitou roli během procesu tepelného zpracování. Mohou se rozpouštět a tím nasycovat austenit uhlíkem a legujícími prvky, čímž se zvyšuje kalitelnost a prokalitelnost ocelí. Část sekundárních karbidů, které se nerozpouští během procesu tepelného zpracování, efektivně zabraňují růstu austenitického zrna. Typickými zástupci těchto karbidů jsou karbidy chromu, dále karbidy wolframu M₆C, molybdenu M₂C a v některých ocelích i karbidy vanadu MC. [1]

Karbidy eutektoidní – jsou výsledkem eutektoidní transformace austenitu na legovaný perlit. Zastávají stejnou úlohu jako sekundární karbidy, čili sycení austenitu uhlíkem a legujícími prvky. Typickým eutektoidním karbidem je fáze M₂₃C₆. [1]

Karbid terciární – vylučuje se podobně jako terciární cementit. Celkový podíl těchto karbidů je velice malý a nemají žádný technický význam. [1]

4. Výroba ledeburitických ocelí

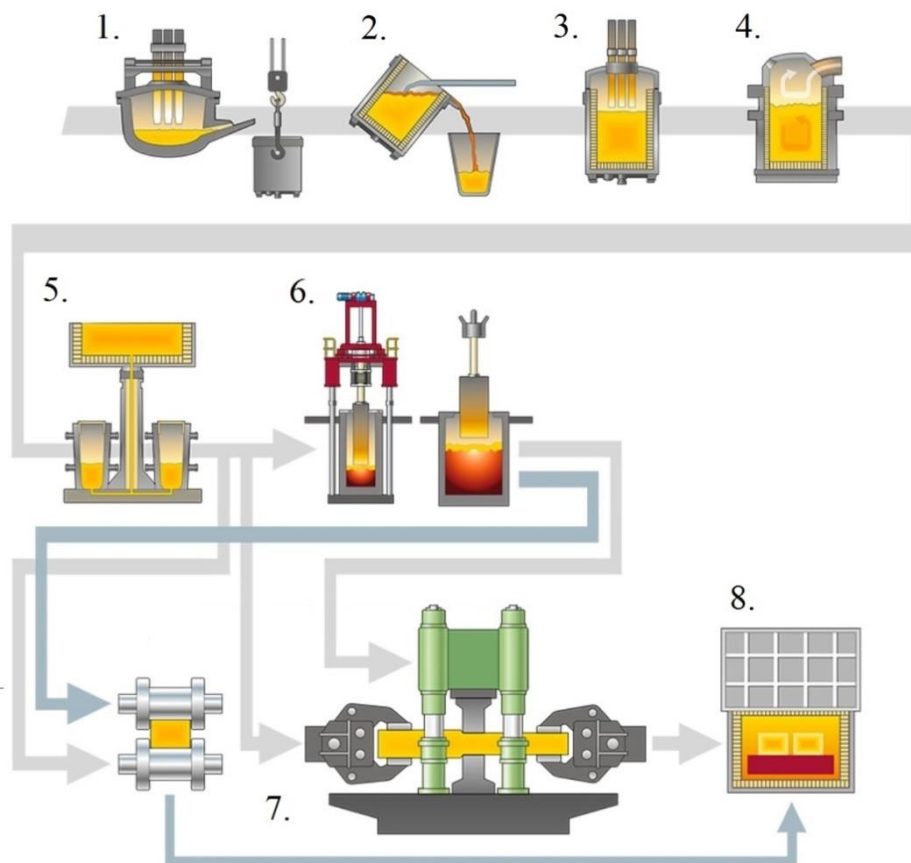
Ledeburitická ocel se vyrábí dvěma způsoby, buď konvenční metodou výroby, anebo práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic. Konvenční výroba ledeburitické oceli využívá technologie, při kterých se uplatňuje proces tuhnutí taveniny. Zvládnutí metalurgických základů je klíčové ve výrobě kovových materiálů. Během tuhnutí totiž probíhají děje, které ovlivňují homogenitu a vlastnosti materiálu. Převážnou většinu vad, vznikajících při tuhnutí, již nedokážeme efektivně odstranit procesy probíhajícími v tuhé fázi. [1]

Prášková metalurgie rychle ztuhlých částic je dobře se rozvíjejícím odvětvím výroby ledeburitické oceli. V principu jde o výrobu rychle ztuhlého polotovaru ve formě prášku a jeho konsolidaci do kompaktního kovového produktu. Nejčastěji se tak děje izostatickým lisováním za tepla. Tato technologie nám umožňuje vyrábět materiály s jedinečnými vlastnostmi. [1]

4.1 Konvenční způsob výroby

Konvenční výroba ocelí ledeburitického typu spočívá v následujících krocích: příprava taveniny, její odlití zpravidla do stabilní formy, ztuhnutí ingotu, jeho válcování za tepla a tepelné zpracování (homogenizace, žíhání na měkko) získaných ocelových polotovarů. [1]

V moderních postupech se vsázka pro přípravu taveniny připravuje z velké části z tříděného kovového odpadu. Tavení probíhá v elektrických obloukových pecích. Takto připravená tavenina je rafinována ve vakuu, aby se odstranily přebytečné plyny z oceli. Vysokolegované oceli ledeburitického typu jsou následně přetavovány elektrostruskově (ESP), čímž se snižuje obsah škodlivin jako síry a fosforu v ocelích na hodnoty nižší než 0,001%. Uvedená hodnota již pro renomované výrobce materiálů představuje současný standart. Přetavený a ztuhlý materiál se tváří za tepla, žíhá na měkko na tvrdost, umožňující bezproblémové třískové obrábění. V podobě tyčí, plechů, pásů a jiných hutních polotovarů jsou oceli po předepsané kontrole distribuovány zákazníkům. Část výrobního procesu je schematicky znázorněna na obr. 4.1 [9]. [1]



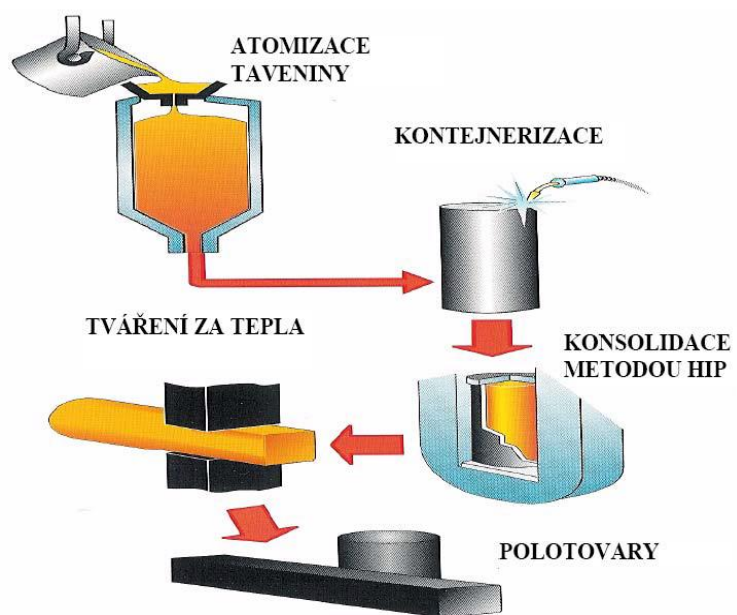
Obr. 4.1 – Část konvenčního výrobního procesu ledeburitické oceli.

1. Elektrická oblouková pec. 2. Stažení strusky. 3. Pánvová pec. 4. Vakuová rafinace. 5. Odlévání do ingotů. 6. Elektrostruskové přetavování. 7. Tváření. 8. Tepelné zpracování. [9]

4.2 Výroba práškovou metalurgií

K výrobě ledeburitických ocelí práškovou metalurgií se přechází hlavně kvůli problémům s velkou segregací během konvenčního způsobu výroby. Výhodou této metody je odstranění závislosti mechanických vlastností na směru struktury. Dále zlepšení houževnatosti oceli a umožnění vyššího legování, např. uhlíku a vanadu. [1]

Postup výroby, který používá v dnešní době většina firem je založen na atomizaci roztaveného kovu inertním plynem na prášek. Následně je prášek hermeticky uzavřen do evakuovaného kontejneru (kontejnerizace) z nízkouhlíkové oceli. Takto připravený kontejner se izostaticky stlačí za tepla. Vlivem vysokého tlaku a vakua uvnitř kontejneru je prášek konsolidován. Po ukončení procesu konsolidace se nechá kontejner vychladnout z důvodu případných deformací. Po vychladnutí se pouze odstraní vrchní vrstva materiálu, celá výroba je téměř beze ztrát. Kvůli výrobě hutních polotovarů o žádaném průřezu je nutné ještě provést tváření za tepla. Celý proces výroby ledeburitické oceli jak je popsán výše je znázorněný na obr. 4.2 [1]. [1]



*Obr. 4.2 – Výroba ledeburitických ocelí práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic.
[1]*

5. Tepelné zpracování ledeburitických ocelí

Pokud chceme mít výkonný nástroj, je nutné zvolit vhodnou ocel pro konkrétní aplikaci ale také patřičnou konstrukci, technologii výroby a obzvlášť správně zvolený postup tepelného zpracování. Tepelným zpracováním dokážeme měnit výsledné vlastnosti podle našich požadavků s ohledem na možnosti zpracovávané oceli. Například opracovávání nástrojů je snadnější ve stavu po žíhání na měkko. Nástroje připravené k použití s požadovanými vlastnostmi prochází procesem kalení a popouštění. [1,3]

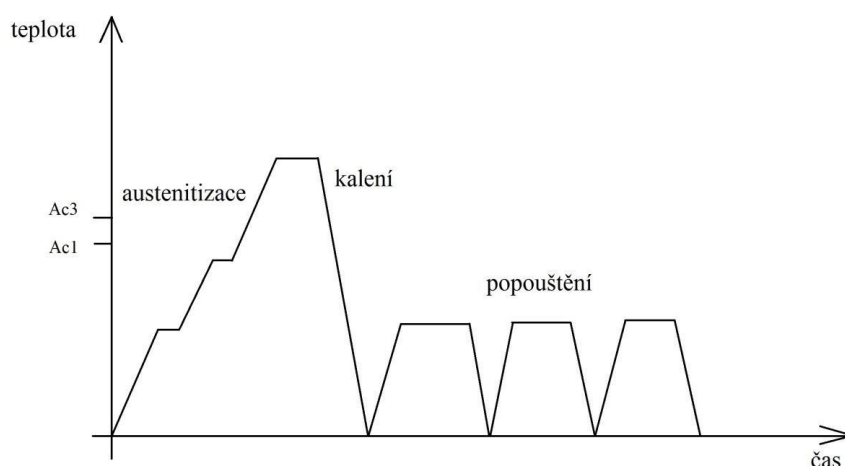
5.1 Žíhání na měkko

Tento způsob žíhání se provádí za účelem usnadnění výroby nástrojů. Cílem je tedy vytvoření struktury globulárního perlitu, čili struktury tvořené základní feritickou hmotou a se sferoidizovanými částicemi karbidů. Takto zpracovaná ocel má malou tvrdost a dobrou obrobitelnost. Ocel, která přijde do výroby je již vyžíhaná na měkko z hutí. Dalším důvodem provedení zmíněného žíhání je v případě nutnosti překalení nástrojů kvůli chybně zvolenému nebo provedenému tepelnému zpracování. [1,3]

Žíhání na měkko se provádí následujícím způsobem. Ohřev oceli pod teplotou přeměny A_1 . Pro urychlení pochodu sferoidizace se u nástrojových ocelí legovaných vyššími obsahy slitinových přísad volí ohřev mírně nad teplotu A_1 . Po delší výdrži na teplotě v rozmezí 2-4 hodin se ocel ochlazuje pozvolna v peci (zhruba $10^\circ\text{C}/\text{hod}$ do teploty 600°C). [1,3]

5.2 Ohřev na kalící teplotu (austenitizace)

V praxi se používají nástroje výhradně již po tepelném zpracování. Častým způsobem tepelného zpracování je postupný ohřev na kalící teplotu a výdrž na ní, kalení a několikanásobné popouštění. Typické schéma procesu lze vidět na obr. 5.1 [1]. Mezi kalení a popouštění lze vložit operaci zmrazování. Díky tepelnému zpracování nástroj získá požadované vlastnosti jako tvrdost, ořezuvzdornost, pevnost, řezivost atd. Výchozí stav ledeburitické oceli před konečným tepelným zpracováním je vyžíhaný na měkko, její strukturu tvoří eutektoid perlitického typu a karbidy. [1,3]



Obr. 5.1 – Typický teplotně – časový režim tepelného zpracování ocelí ledeburitického typu [1]

Předměty se musí ohřívat na kalící teplotu pozvolna a rovnoměrně, v opačném případě může dojít k tvorbě tvarových deformací, popřípadě i trhlin již při ohřevu. Ohřev se tedy odehrává stupňovitě. První stupeň se zařazuje vždy mezi teploty kolem

450 – 500 °C, jedná se o oblast, ve které značně klesá mez kluzu materiálu. Výdrž na této teplotě se docílí vyrovnání teplot mezi povrchem a jádrem nástroje, snižuje se tím vznik napětí nebo trvalých deformací. Druhý stupeň předehřevu se volí těsně pod teplotou A_1 , čímž se dosáhne vyrovnání teplot v celém objemu nástroje před uskutečněním fázové transformace. V některých situacích se volí i třetí stupeň výdrže na teplotě 900°C. Cílem je opět vyrovnání teploty na povrchu a v jádře nástroje, protože transformace perlitu na austenit je spojena se změnou objemu a možnému vzniku deformací. Pokud je kalicí teplota nižší, lze třetí stupeň ohřevu vynechat. [1,3]

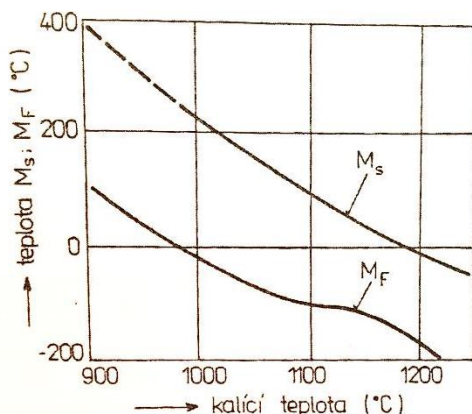
Aby ocel dosahovala dostatečných hodnot tvrdosti, je nutné ji ohřát do vyšších teplot nad A_1 . Umožní se tak významnější nasycování austenitu uhlíkem a legurami v důsledku rozpouštění sekundárních karbidů. Kalicí teplota chromových ledeburitických ocelí je obvykle v rozmezí 950 – 1050°C. Ledeburitické rychlořezné oceli lze kalit až z teplot 1250°C. [1,3]

Doba výdrže na kalicí teplotě je závislá na druhu oceli, dále na velikosti nástroje a v neposlední řadě na použitém způsobu ohřevu. Jestliže se ohřev realizoval v solných lázních o různé teplotě až na austenitizační teplotu, pak doba setrvání na teplotě (doba ponoru) se počítala řádově v sekundách. Naopak ohřev ve vakuových pecích potřebuje delší dobu setrvání na teplotě, kvůli špatné tepelné vodivosti vakua. [1,3]

5.3 Kalení

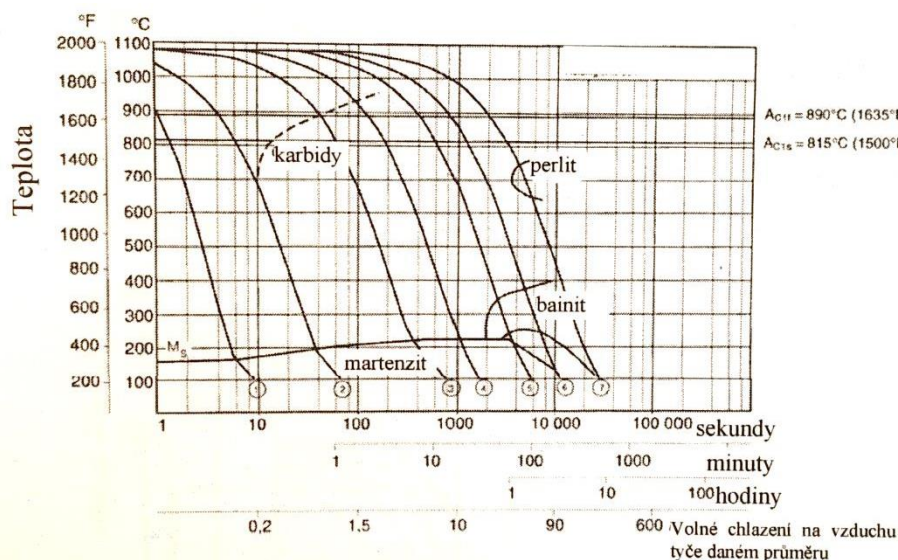
V současnosti se kalení ledeburitických ocelí provádí nejčastěji ve vakuových zařízeních s přetlakem, obvykle inertního plynu (dusík, argon, hélium). V minulosti se pro ohřev a ochlazení nástrojů z ledeburitické oceli používali solné lázně. Výhodou vakuového kalení je skutečnost, že nástroje vyrobené z ledeburitických ocelí mají po zakalení kovově čistý povrch a to díky používání inertních plynů. Dalším účinkem inertních plynů je snížení deformací nástrojů, protože nedochází k tvorbě parních polštářů, které normálně vznikají při kalení do oleje nebo roztoku polymerů. [1,3]

Austenitizací ledeburitických ocelí dochází k rozpouštění eutektoidních a části sekundárních karbidů. V důsledku toho se nasycuje austenit uhlíkem a legurami. Ve výsledku dojde k výraznému poklesu teplot začátku a konce martenzitické přeměny. Na obr. 5.2 [1] lze vidět závislost výše kalicí teploty na teplotách začátku a konce kalicí přeměny. Je tedy zřejmé, že při vyšších kalicích teplotách, může martenzitická přeměna, proběhnout až pod teplotou 0°C. [1,3]



Obr. 5.2 – Závislost výše teplot počátku a konce martenzitické přeměny pro chromové ledeburitické oceli. [1]

Oceli ledeburitického typu jsem velmi dobře kalitelné na vzduchu, díky svému vysokému stupni legování. Pokud mají nástroje dostatečně malý průřez, lze je zakalit i na klidném vzduchu. Navrhovaný způsob se ale nedoporučuje. Při pomalém ochlazování z kalicí teploty totiž může dojít k vyloučení proeutektoidních karbidů podle čárkované čáry v ARA diagramu na obr. 5.3 [1]. Přednostní výskyt těchto karbidů je na hranicích austenitických zrn. Následkem takového vyloučení karbidů je snížená sekundární vytvrzovací schopnost. Zda mají vyloučené karbidy vliv na houževnatost oceli, není zcela jasné. [1,3]



Obr. 5.3 – ARA diagram rychlořezné oceli M2. Teplota austenitizace 1080°C . Čas 30 min. [1]

5.4 Popouštění

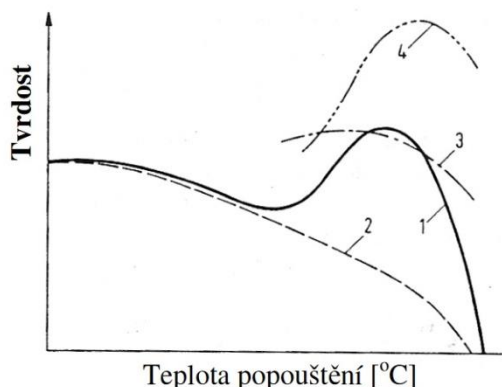
Výsledné mechanické vlastnosti nástroje po kalení se získávají následným popouštěním. Nástroje jsou po kalení křehké a náchylné k praskání, proto je nezbytné jejich okamžité popouštění. Struktura oceli ledeburitického typu po zakalení je tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a nerozpuštěnými karbidy primárního, eutektického a zčásti také sekundárního původu. [1,3]

Zbytkový austenit vykazuje v důsledku vysokého stupně legování značnou termickou stabilitu. Stabilita zbytkového austenitu se zvyšuje s růstem teploty austenizačního ohřevu, delším setrváním materiálu po kalení na pokojové teplotě a efekty samopopouštění při ochlazování z popouštěcí teploty v okolí teploty M_s . Proto je nutné tyto materiály ihned po kalení popouštět. Pro dosažení vyššího stupně přeměny zbytkového austenitu na martenzit je zapotřebí několikanásobného popouštění, popř. jej spojit se zmrazováním. [1,3]

Během izotermické výdrže na popouštěcí teplotě se austenit difuzně ochuzuje o legury a při ochlazování se mění na martenzit, dochází k efektu sekundární martenzitické transformace. V důsledku postupného snižování obsahu legur ve zbytkovém austenitu s počtem popouštění rostou teploty M_s a M_f . [1,3]

Většina ocelí ledeburitického typu má schopnost tzv. sekundárního vytvrzování. Příčinou tohoto efektu je transformačně-precipitační proces, spočívající v sekundární martenzitické transformaci a precipitaci jemných karbidů z martenzitu během

izotermické výdrže na popouštěcí teplotě. Ukázkou vlivu jednotlivých podprocesů na výsledný efekt vytvrzování lze vidět na obr. 5.4 [10]. [1,3]



Obr. 5.4 – Příspěvek dílčích dějů na tvrdost oceli ledeburitického typu při popouštění.
1 – výsledná křivka, 2 – vliv popouštění martenzitu, 3 – vliv precipitace karbidů, 4 – vliv transformace zbytkového austenitu. [10]

Jestliže proběhne ohlazování z austenitizační teploty příliš pomalu, dojde k vyloučení proeutektoidních fází z austenitu předtím, než proběhne martenzitická transformace. Martenzit je potom méně nasycen uhlíkem a legurami. Výsledkem je snížení příspěvku daného křivkou 3 na obr. 5.4 [10] a tím i celkový pokles tvrdosti materiálu po popouštění v teplotní oblasti maxima sekundární tvrdosti. [1,3]

Popouštění do teplot 350°C vede k mírnému poklesu tvrdosti ledeburitických ocelí a zvýšení houževnatosti. Příčinou je děj, při kterém dochází k ochuzení martenzitu o uhlík a legury, za vzniku precipitátů různých typů. Kobalt, jako jediná legura netvoří karbidy a jeho koncentrace v martenzitu se příliš nemění. Zvýšení teploty popouštění na 400°C – 525°C má za následek další ochuzení martenzitu o uhlík a legury vlivem precipitace karbidů na bázi chromu a růst tvrdosti, především u chromových ocelí. Maximum sekundární tvrdosti u rychlořezných ocelí lze docílit v rozmezí teplot 540°C – 580°C. [1,3]

Po překonání optimální teploty popouštění nastává úplný rozpad martenzitu, sferoidizace a posléze růst karbidických precipitátů. Zároveň se snižuje jejich počet, což vede ke snižování tvrdosti ocelí a zvýšení houževnatosti. Je důležité upozornit na skutečnost, že popouštěním nelze odstranit chyby, způsobené nesprávným předchozím zpracováním. Nejvíce to lze pozorovat na velikosti původního austenitického zrna. [1,3]

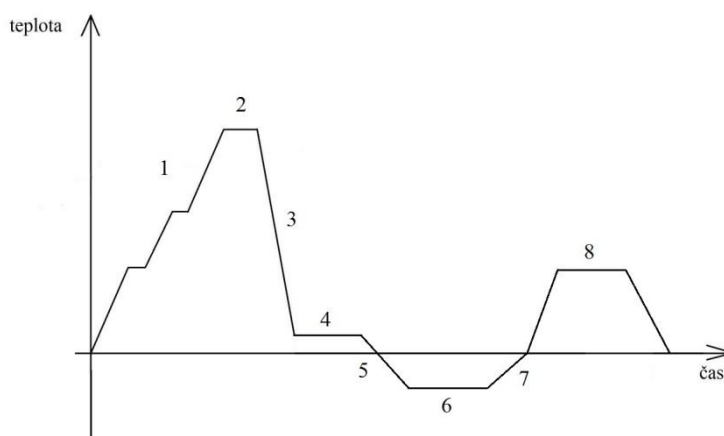
Ledeburitické chromové oceli se mohou kalit a popouštět na sekundární tvrdost, tak jak je proces popsán výše nebo se volí postup kalení a popouštění na primární tvrdost. V takovémto případě se používají nižší kalící teploty, pouze kolem 950°C a popouštěcí teploty nepřesahují 200°C tak, aby tvrdost neklesla pod hodnotu 59 až 60 HRC. Tento proces má však nevýhody. První nevýhodou je velice špatný přenos tepla při nízkých teplotách, protože proces sálání dosahuje nízkých intenzit, takže samovolné či nucené proudění atmosféry v peci může být nedostatečné. Další nevýhodou je velmi špatná tepelná vodivost ledeburitických ocelí, takže vyrovnání teplot mezi povrchem a jádrem nástroje trvá značnou dobu. Z uvedených důvodů je nutné při tomto procesu dbát na dostatečnou výdrž na teplotě, aby došlo ke správnému zpracování, zejména u nástrojů větších průřezů. [1,3]

5.5 Zmrazování

Zmrazování je speciální postup tepelného zpracování, který slouží k zamezení vzniku a stabilizaci zbytkového austenitu u ocelí, které mají konec martenzitické přeměny při nižších teplotách, než je teplota místnosti. U chromových ledeburitických ocelí může být v krajních případech ve struktuře obsaženo až 90% zbytkového austenitu. Vysoký obsah zbytkového austenitu má obvykle nepříznivý vliv na výslednou tvrdost po kalení. Na druhou stranu vyšší obsah zbytkového austenitu v nástroji snižuje napětí, deformaci a sklon k tvorbě trhlin. [1,3]

Zmrazování má své opodstatnění zejména při větším požadavku na tvrdost a zlepšení řezných vlastností. U chromových ledeburitických ocelí může vzrůst otěruvzdornost až několikanásobně. Možné příčiny zlepšení otěruvzdornosti nejsou zcela objasněny. [1,3]

V praxi se používají v podstatě dva postupy tepelného zpracování se zmrazováním. Nejčastějším způsobem je provedení operace zmrazování po obvyklém zakalení a vychladnutí nástroje na teplotu místnosti. Schéma takového postupu lze vidět na obr. 5.5 [11]. Při druhém postupu se zmrazování provádí až po popouštění. Popouštěcí teploty by se měly volit v oblasti nižších hodnot, typických pro primární tvrdosti, jinak proces zmrazování ztrácí účinek. [1,3]



Obr. 5.5 - Postup tepelného zpracování včetně kryogení etapy. 1. Stupňovitý ohřev na austenitizační teplotu, 2. Výdrž na austenitizační teplotě, 3. Kalení, 4. Výdrž na teplotě 60°C max. 1 hodinu, 5. Ochlazování na teplotu kapalného dusíku (-196°C) tak, aby se předešlo porušování, 6. Výdrž na teplotě kapalného dusíku minimálně 24 hodin, 7.

Pomalý ohřev na teplotu okolí tak, aby se předešlo praskání, 8. Popouštění za standartních podmínek. [11]

6. Zkušební metody experimentální části

Nedílnou součástí této diplomové práce je i stručný popis zkušebních metod provedených v experimentální části.

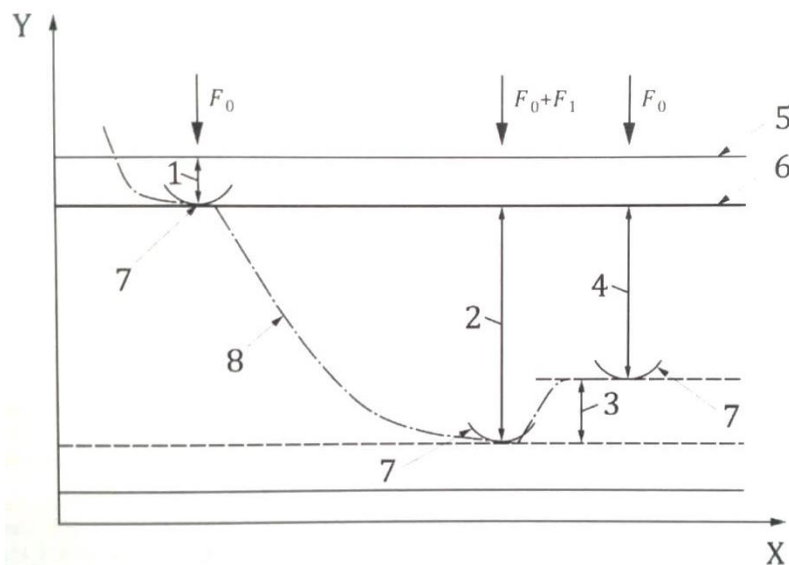
6.1 Zkouška tvrdosti podle Rockwella

Vnikací těleso specifického rozměru, tvaru a materiálu se zatlačuje do povrchu zkoušeného vzorku ve dvou zatěžovacích úrovních za předepsaných podmínek. Podle obr. 6.1 [12] se aplikuje stanovená předběžná zatěžující síla (1) a měří se počáteční hloubka vtisku a poté následuje vložení předepsaného přídavného zatížení (2) a jeho zpětné odlehčení na zatížení předběžné (4). Měří se pak konečná hloubka vtisku a hodnota tvrdosti podle Rockwella se odvodí z rozdílu dle vztahu:

$$\text{Tvrdost podle Rockwella} = N - \frac{h}{S}$$

Kde: h – rozdíl konečné a počáteční hloubky vtisku

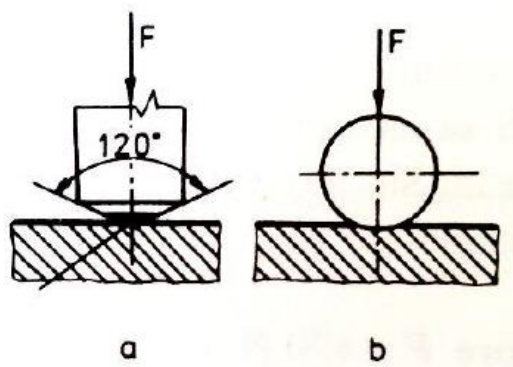
N, S – konstanty



Obr. 6.1 – Princip provedení zkoušky tvrdosti podle Rockwella [12]

Zkouška se provádí nejčastěji za teplot od 10°C do 35°C. Musí se provádět na hladkém a rovném povrchu bez okují, cizích látek a zejména pak bez maziv. [12]

Jako vnikací těleso se používá diamantové těleso s kulovým zakončením s vnitřním úhlem 120° nebo těleso s kuličkou z kompozitu karbidu wolframu o daném průměru obr. 6.2 [13]. [12]



Obr. 6.2 – Vnikací tělese používané při měření tvrdosti podle Rockwella [13]

Měření tvrdosti podle Rockwella je v praxi velice rozšířená metoda, protože je rychlá a pohodlná. K zjištění tvrdosti není potřeba měřit rozměry vtisku po indenteru ani následně používat tabulky pro určení tvrdosti zkoušeného materiálu.

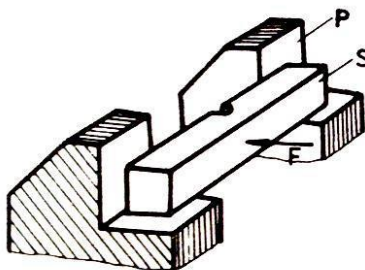
6.2 Zkouška rázem v ohybu

Účelem zkoušky rázem v ohybu je stanovení hodnoty práce spotřebované na zlomení zkušební tělesa při stanovených podmínkách zkoušky. Mezi tyto podmínky patří:

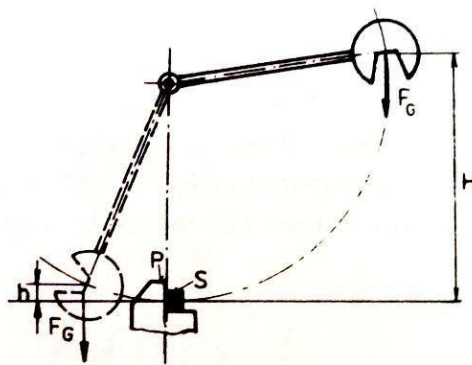
- způsob namáhání (tříbodový symetrický ohyb)
- rychlost zatěžování (nárazovou rychlostí $v = 4,5 \div 7 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$)
- teplota zkušební tělesa
- geometrický tvar a rozměry zkušební tělesa
- tvar, hloubka a ostrost vrubu

Principem zkoušky je přeražení zkušební tělesa **S**, které je opatřeno vrubem a položeno na podpěry **P**. Ke zlomení zkušební tyče dojde s úderem beranu kladiva v rovině, která leží v ose vrubu. Schématické uspořádání lze vidět na obr. 6.3 [13]. Měřenou hodnotou při zkoušce je práce spotřebovaná na zlomení tělesa. [13]

Zkušebním zařízením je Charpyho kyvadlové kladivo, jehož beran je na začátku zkoušky upnut do výšky H a po odjištění západky vlivem účinku gravitační síly F_g padá po kruhové dráze dolů, znázornění je na obr. 6.4 [13]. Potenciální energie získaná v nejvyšší poloze se postupně mění na kinetickou energii, která dosahuje svého maxima v dolní poloze v okamžiku nárazu kladiva do zkušební tělesa. [13]



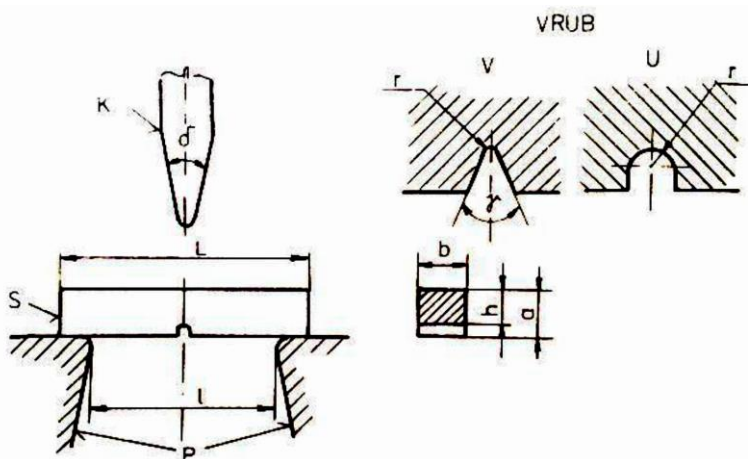
Obr. 6.3 – Princip zkoušky rázem v ohybu [13]



Obr. 6.4 – Princip kyvadlového kladiva [13]

Část potenciální energie je spotřebována na deformaci a lom zkušební tělesa. Zbylá energie vychýlí kyvadlo ze svislé polohy do výšky H . Práce spotřebovaná při přeražení vzorku je dána rozdílem potenciální energie na začátku a konci zkoušky a je mírou houževnatosti zkoušeného materiálu. [13]

Hodnota nárazové práce se výrazně liší při různých podmínkách zkoušky, proto se musí zkušební postup řídit normami. Zkušební tělesa mají jasně dané rozměry a jsou uprostřed opatřena uměle vytvořeným vrubem tvaru U nebo V, viz obr. 6.5 [13]. [13]



Obr. 6.5 – Uspořádání zkoušky rázem v ohybu a tvar vrubů [13]

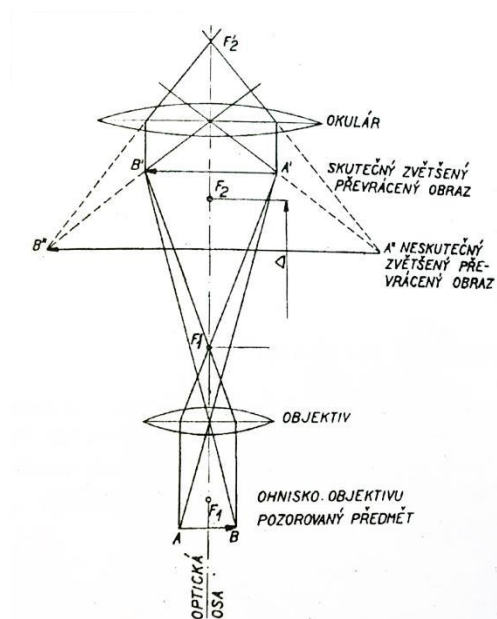
6.3 Metalografie

K základnímu pozorování v metalografické laboratoři slouží světelný mikroskop, který je tvořen soustavou čoček uspořádaných tak, aby bylo dosaženo požadovaného zvětšení, vysokého kontrastu strukturních částí, vysoké rozlišovací schopnosti a relativně velké hloubky ostrosti. Zjednodušené schéma funkce světelného mikroskopu lze vidět na obr. 6.7 [14] a aktuálně nejnovější mikroskop firmy Olympus na obr. 6.6 [15]. [14]



Obr. 6.6 – Digitalní mikroskop firmy Olympus s převráceným uspořádáním [15]

Mikroskop je složený ze dvou základních částí – objektivu a okuláru. Tyto prvky spolu tvoří soustavu dvou čoček. Pozorovaný předmět A B je uložen mezi dvojnásobnou ohniskovou vzdáleností a ohniskem objektivu. Objektiv je umístěn v těsné blízkosti pozorovaného předmětu a paprsky, které jím projdou, vytváří skutečný, převrácený, zvětšený obraz předmětu A'B'. Tento obraz je dále zobrazen okulárem a vytváří se neskutečný, zvětšený a přímý obraz A'' B''. [14]



Obr. 6.7 – Zjednodušené schéma průchodu světelných paprsků metalografickým mikroskopem [14]

Mezi základní parametry mikroskopu jednoznačně patří zvětšení. Celkové zvětšení mikroskopu je dáno součinem zvětšení okuláru a objektivu.

$$Z = Z_1 \cdot Z_2$$

Kde: Z – celkové zvětšení mikroskopu

Z_1 – zvětšení objektivu

Z_2 – zvětšení okuláru

Rozlišovací schopnost mikroskopu d_{\min} je další charakteristika, která nám definuje užitečné zvětšení. Je to tedy nejmenší vzdálenost dvou bodů na pozorovaném objektu, které jsou od sebe ještě zřetelně rozlišitelné. S touto schopností je pevně spojena numerická apertura A , což je vlastnost každého objektivu. [14]

Mezi další charakteristiky objektivu patří hloubka ostrosti. Jedná se o vzdálenost mezi mezními rovinami, ve které je pozorovaný povrch ostře viditelný. Tato vlastnost je závislá na rozlišitelné vzdálenosti a na vstupním úhlu použitého objektivu. [14]

Pro zobrazení struktury materiálu, který chceme pozorovat, je potřeba nejdříve vyrobit metalografický vzorek. Při výrobě vzorku postupujeme následujícím způsobem [14]:

- a) Volba místa – zvolíme místo, ze kterého je odebrán vzorek, tak aby vystihl charakter struktury zkoumané součásti. Většinou se odebírá více vzorků, např. ve směru kolmém i rovnoběžném ke směru tváření.
- b) Odběr vzorku – je nutné dbát na minimální tepelné a mechanické ovlivnění struktury.
- c) Preparace vzorku – zalévání za studena nebo zalisování za tepla z důvodu uchycení vzorku při broušení a leštění.
- d) Značení vzorku – určí se poloha plochy výbrusu vůči předmětu, na kterém se provádí metalografický rozbor.
- e) Broušení – provádí se brusnými papíry.
- f) Leštění – provádí se diamantovými pastami, chemicky nebo elektrolyticky.
- g) Vyvolání struktury – chemickým, elektrochemickým nebo tepelným naleptáním, jedná se o nejcitlivější operaci při přípravě metalografického vzorku.

6.3.1 Určování velikosti austenitického zrna

V experimentu byla stanovena velikost původního austenitického zrna dle normy ASTM E 112-13. Z tohoto důvodu jsou popsány některé způsoby uplatňující se ve zmiňované normě. Norma zahrnuje 3 způsoby určování velikosti zrna.

Srovnávací metoda – u této metody není nutné počítat velikost každého zrna či počet zrn protnutých čarou. Principem je srovnání vzorku pozorovaného mikroskopem se sérií odstupňovaných snímků mikrostruktur podle velikosti zrna. Možná odchylka od skutečné velikosti je ± 1 velikost zrna. [16]

Planimetrická metoda – principem této metody je počítání zrn uvnitř definovaného prostoru, nejčastěji kruhu. Počet zrn v určité oblasti N_A , je použito k výpočtu čísla velikosti zrna G . Přesnost takového měření závisí na důkladnosti provedení a je odhadována na $\pm 0,5$ velikosti zrna. [16]

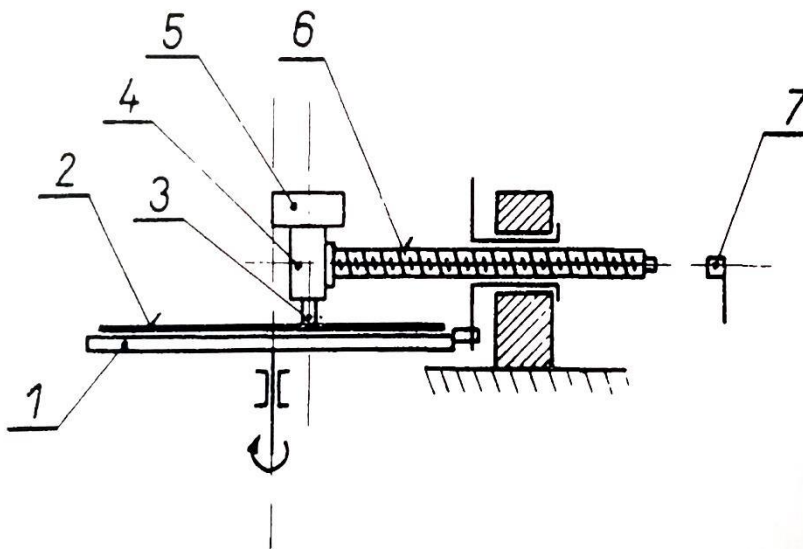
Průsečiková metoda – určení velikosti zrna za pomoci testovací přímky, která protíná určitý počet zrn či hranic zrn. Z velikosti přímky a počtu protnutých zrn se vypočítá velikost zrna G . Přesnost této metody je $\pm 0,5$ velikosti zrna. Průsečiková metoda je rychlejší, při zachování stejné přesnosti určování, než planimetrická metoda. [16]

6.4 Zkouška otěru kovových materiálů

Účelem zkoušky je stanovení poměrné odolnosti kovových materiálů proti abrazivnímu opotřebení na přístroji s brusným plátnem za podmínek předepsaných normou

ČSN 01 5084. Poměrná odolnost proti abrazivnímu opotřebení je základním kritériem pro hodnocení materiálů v laboratorních podmínkách. [17]

Zkušební přístroj s brusným plátnem se skládá z rovnoměrně se otáčející vodorovné desky, na kterou se upevňuje brusné plátno. Zkušební těleso je drženo upínací hlavicí a je přitlačováno k brusnému plátnu silou vyvozenou závažím. Dále se skládá ze zařízení umožňující radiální posuv vzorku a koncového vypínače. Celé schéma je znázorněno na obr. 6.8 [17]. Zkušební těleso je během zkoušky posunováno od středu ke kraji brusného plátna a částí svého povrchu přichází neustále do styku s nepoužitým brusným plátnem. [17]



Obr. 6.8 – Zkušební přístroj pro zkoušku otěru kovových materiálů. 1. Vodorovná deska, 2. Brusné plátno, 3. Zkušební těleso, 4. Upínací hlavice, 5. Závaží, 6. Radiální posuv vzorku, 7. Koncový vypínač. [17]

Zkoušky se obvykle uskutečňují se zkušebním tělesem o průměru 10 mm, délce 30 až 70 mm a měrným tlakem 0,32 N/mm². Ze zjištěných hmotnostních úbytků jednotlivých měření zkušebních těles a porovnávacích zkušebních těles se vypočítá aritmetický průměr. Poměrná odolnost proti abrazivnímu opotřebení se vypočítává ze vztahu [17]:

$$\Psi_{abr} = \frac{W_{oPZ}}{W_{oZ}} = \frac{W_{hPZ}}{W_{hZ}} \cdot \frac{\rho_Z}{\rho_{PZ}}$$

Kde: W_{oPZ} – průměrný objemový úbytek porovnávacích zkušebních těles [mm³]

W_{oZ} – průměrný objemový úbytek zkoušených těles [mm³]

ρ_Z, ρ_{PZ} – měrná hmotnost porovnávacích, resp. zkoušených těles [g/cm³]

6.5 Stanovení zbytkového austenitu

Zbytkový austenit silně ovlivňuje výsledné vlastnosti nástrojů. Zejména pak únavovou životnost, tuhost, tvrdost, mez kluzu. Pro optimalizaci správného postupu tepelného zpracování je dobré zajistit přesné měření zbytkového austenitu.

Z rozmanitého množství metod hodnocení zbytkového austenitu je způsob měření pomocí rentgenové difrakce považován za nejspolehlivější. Výsledek rentgenové

difrakce závisí na krystalové struktuře a množství fází přítomných ve vzorku. Jestliže jsou krystaly ve vzorku orientovány náhodně, potom intenzita difrakčních stop je úměrná počtu fází. Intenzita difrakčních stop austenitu a feritu je dána vztahy [18]:

$$I_{\gamma i} = \frac{KR_{\gamma i}}{2U} C_{\gamma} \quad I_{\alpha j} = \frac{KR_{\alpha j}}{2U} C_{\alpha}$$

Kde: γi a αj určují i-tý a j-tý pík austenitu a feritu

I – součet intenzit

R – konstanta pro vybraný pík

K – instrumentální konstanta

U – absorpční koeficient vzorku

C – objemový podíl fáze

Dělením předchozích rovnic a součtem celkového objemu fází,

$$C_{\gamma} + C_{\alpha} = 1$$

je výsledkem následující rovnice:

$$C_{\gamma} = \left[\frac{R_{\gamma} \cdot I_{\alpha}}{R_{\alpha} \cdot I_{\gamma}} + 1 \right]^{-1}$$

Kde: R – konstanta

Objemový podíl austenitu lze vypočítat z poměru intenzit difrakčních stop feritu a austenitu. Tento způsob určování množství zbytkového austenitu je známý jako přímá srovnávací metoda (*Direct Comparison method*). Součty intenzit difrakčních stop austenitu (200), (220) a feritu (200) a (211) jsou měřeny automatizovaným difraktometrem, který poskytuje čtyři poměry intenzit austenitu a feritu. Použití mnohonásobných difrakčních stop minimalizuje účinek zvýhodněných orientací a umožňuje odhalit rušení karbidických fází. Karbidy mohou vytvářet difrakční stopy, které ovlivňují difrakční stopy austenitu a martenzitu. Tato skutečnost může znehodnotit výsledky měření. Je tedy nutné správně identifikovat karbidické fáze a zamezit vlivu na difrakční stopy austenitu a martenzitu. [18]

7. Aplikace oceli

Předložená práce se zabývá ocelí 1.2379, která je používána na výrobu nožů uplatňujících se v recyklačních strojích, obr. 7.1 [19]. Jeden z příkladů nože na recyklaci je uveden na obr. 7.2 [19].

V praxi jsou nože montovány do strojů na drcení komunálního nebo tříděného odpadu. Nože jsou připevněny šrouby na stator a rotor stroje. Vložený odpad je drcen na hranách nožů v okamžiku, kdy se nože rotoru a statoru mívají. Nadrcený odpad propadá přes síta a odvádí se dále na pásu. Nůž je vystaven především abrazivnímu opotřebení a pracovní teploty nepřesahují 90°C. Stroj na drcení komunálního odpadu a jeho vybrané části jsou zobrazeny na obr. 7.1 [19] až obr. 7.3 [19].



Obr. 7.1 – Zařízení na drcení komunálního odpadu firmy Lindner recyclingtech. [19]



Obr. 7.2 – Montáž „recyklačního nože“ na rotor stroje. [19]



Obr. 7.3 – Rotor a stator stroje na drcení komunálního odpadu. [19]

8. Experiment

Experimentální část práce je zaměřená na řešení vhodného způsobu tepelného zpracování nástrojové legované oceli 1.2379 (ČSN 19 573). Šlo tedy o zvolení a provedení tepelného zpracování několika vzorků, které se dále podrobily vybraným zkouškám. U vzorků bylo vyhodnocováno:

- Tvrdost po kalení a popouštění
- Nárazová práce KU2
- Otěruvzdornost
- Velikost austenitického zrna
- Množství zbytkového austenitu
- Mikrostruktura

8.1 Ocel 1.2379 (ČSN 41 9573)

Jedná se o ledeburitickou chrom-vanadovou ocel pro práci za studena. Vyznačuje se vysokou odolností proti abrazivnímu a adhezivnímu opotřebení. Má výbornou prokalitelnost (kalení může probíhat na vzduchu) a rozměrovou stálost, je vhodná k nitridaci, velice těžce se brousí a nesnadno obrábí, obtížné je i tváření za tepla. Chemické složení dle výrobce oceli je uvedeno v tab. 8.1 [20]. Chemické složení zkoušených vzorků změřené pomocí spektrometru PMI Master Pro firmy Oxford Instruments je uvedeno v tab. 8.2.

Tab. 8.1 – Průměrné chemické složení oceli 1.2379 dle výrobce. [20]

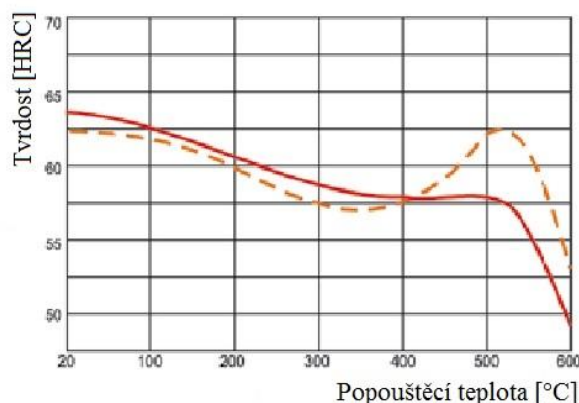
Prvek	C	Mn	Si	Cr	Mo	V
Obsah [%]	1,55	0,35	0,25	11,8	0,80	0,95

Tab. 8.2 – Naměřené chemické složení testované oceli.

Prvek	C	Mn	Si	Cr	Mo	V
Obsah [%]	1,55	0,45	0,36	11,6	0,84	0,9

Tepelné zpracování dle výrobce [20]:

Žihání na měkko	800 – 850 °C	ochlazovat v peci
Žihání na odstranění vnitřních pnutí	650 °C	ochlazovat v peci
Kalení	a) 1020 – 1040 °C/ 15 – 30 min ochlazovat v oleji, na vzduchu nebo v solné lázni b) 1060 – 1080 °C/ 15 – 30 min ochlazovat v oleji, na vzduchu nebo v solné lázni	
Popouštění	a) 220 – 250 °C/ 1 x 2 h b) 500 – 550 °C/ 2 x 2h	



Graf 1 – Popouštěcí diagram oceli 1.2379, firmy Böhler. Kalicí teplota 1030 °C – plná čára. Kalicí teplota 1070°C – přerušovaná čára. Zkušební vzorek: 20 mm čtyřhran. [20]

Ocel se obvykle používá v těchto aplikacích:

- Nástroje ke stříhání za studena – nástroje ke stříhání materiálů do tloušťky asi 10 mm o vysoké pevnosti, materiálů s keramickým povlakem, rotorových plechů apod.
- Nástroje pro tváření za studena – nástroje k protlačování a tlačení i při vysokých tlacích, tvarovací lisovadla, tažidla, průvlaky, nástroje ke tváření závitů
- Formy – velmi namáhané formy a jejich části pro tváření plastů formy na lisování prášků
- Řezné nástroje – nástroje k obrábění materiálů nízké pevnosti, dřeva a ostatních nekovových materiálů

8.2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování jsem měl možnost provést sám. K ohřevu na kalicí teplotu sloužila elektrická odporová komorová pec BVD 80/K-K zobrazená na obr. 8.1. Ochlazení z kalicí teploty se uskutečnilo v chladicí komoře na obr. 8.2 za pomoci stlačeného dusíku. Popouštění zkušebních vzorků bylo provedeno v šachtové popouštěcí peci s odporovým ohřevem a cirkulací vzduchu pomocí ventilátoru umístěného na dně pece, obr 8.3.



Obr. 8.1 – Komorová pec BVD 80/K-K s elektrickým odporovým ohřevem vsázky (foto autor).



Obr. 8.2 – Chladicí komora s přívodem stlačeného dusíku po obvodu vnitřní strany stěny (foto autor).



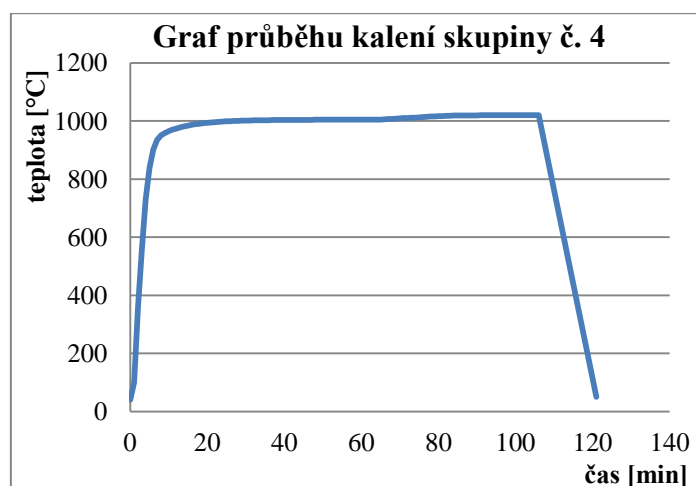
Obr. 8.3 – Šachtová popouštěcí pec s řízenou cirkulací vzduchu (foto autor).

Při návrhu tepelného zpracování jsem se snažil vyjít již z poznatků bakalářské práce [7]. Zvolil jsem obecně doporučované kalící a popouštěcí teploty v závislosti na charakteru výsledné tvrdosti, primárního nebo sekundárního. Provedl jsem i testy kdy kalící teplota byla zvolena pro sekundární tvrdost, ale následné popouštěcí teploty odpovídaly primární tvrdosti (skupiny 10. až 12.). V jednom případě jsem provedl bezprostředně po kalení zmrazení na teplotu -180°C a následné popouštění na teplotu 200°C (skupina 3.). Všechny režimy tepelného zpracování jsou uvedeny v tab. 8.3. Celý proces tepelného zpracování byl zaznamenán pomocí termočlánku typu K, výrobní číslo P19 a softwaru PicoLog. Každá skupina vzorků má vypracovaný záznam s průběhem teploty při kalení a popouštění. Příklad takového záznamu lze vidět v grafu 2 a grafu 3.

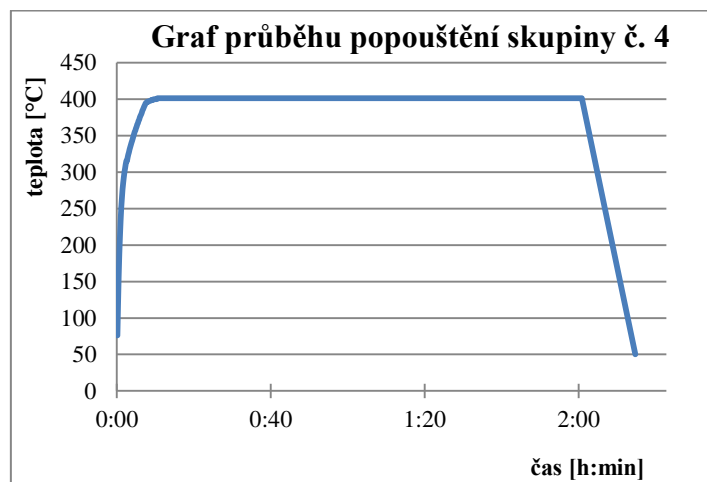
Tab. 8.3 – Režimy tepelného zpracování zkoumané oceli 1.2379

Skupina vzorků	Kalící teplota [°C]	Popouštěcí teplota(y) [°C]
1.	1015°C / 30 min	200°C / 120 min
2.	1015°C / 30 min	2x 200°C / 120 min
3.	1015°C / 30 min	-180°C / 240 min; 200°C / 120 min *
4.	1020°C / 20 min	400°C / 120 min
5.	1020°C / 20 min	2x 400°C / 120 min
6.	1020°C / 20 min	3x 400°C / 120 min
7.	1015°C / 20 min	350°C / 120 min
8.	1060°C / 25 min	2x 555°C / 120 min
9.	1035°C / 25 min	535°C / 120 min
10.	1040°C / 25 min	200°C / 120 min
11.	1060°C / 25 min	200°C / 120 min
12.	1060°C / 25 min	200°C / 120 min; 400°C / 120 min

* Proces kryogenního zpracování po kalení.



Graf 2 – Příklad záznamu teploty během kalení.



Graf 3 – Příklad záznamu teploty během popouštění.

8.3 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu byla provedena ve firmě DSB Euro s.r.o. Pro každou zkoušku bylo k dispozici 6 až 7 vzorků. Vzorky měly normalizovaný tvar 10 x 10 x 55 mm a byly opatřeny U vrubem s hloubkou 2 mm, umístěném vždy kolmo na směr tváření materiálu. Z každé zkoušky byl vystaven protokol s hodnotami nárazové práce po přeražení vzorku. Výsledky všech zkoušek jsou uvedeny v tab. 8.4.

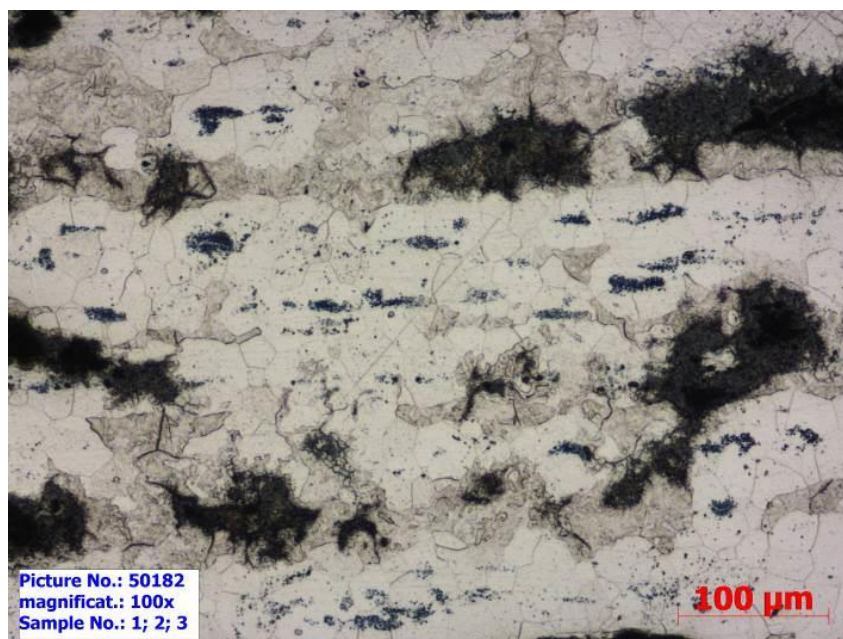
Tab. 8.4 – Hodnoty nárazové práce.

Skupina vzorků	Hodnoty KU2 [J]							Průměr	Směrodatná odchylka
1	8,7	8,7	10	7,5	8,7	8,7	8,7	8,7	0,67
2	10	13	8,7	7,7	12,5	10	10	10,4	1,58
3	7,5	7,5	7,5	13,5	8,7	3,8	6,2	7,8	2,73
4	5	7,5	7,5	7,7	15	8,7	11,2	8,9	3,00
5	5	22,5	5	12,5	10	7,5	8,7	10,2	5,61
6	7,5	8,7	7,5	7,5	8,7	8,7	7,5	8,0	0,59
7	12,5	13,7	12,5	12,5	10	12,5	-	12,3	1,11
8	8,7	6,2	20	7,5	8,7	6,2	-	9,6	4,78
9	5	20	5	6,2	6,2	7,5	-	8,3	5,29
10	12,5	12,5	12,5	12,5	10	11,2	-	11,9	0,96
11	11,2	10	11,2	10	8,7	8,7	-	10,0	1,02
12	10	12,5	10	10	8,7	10,2	-	10,2	1,13

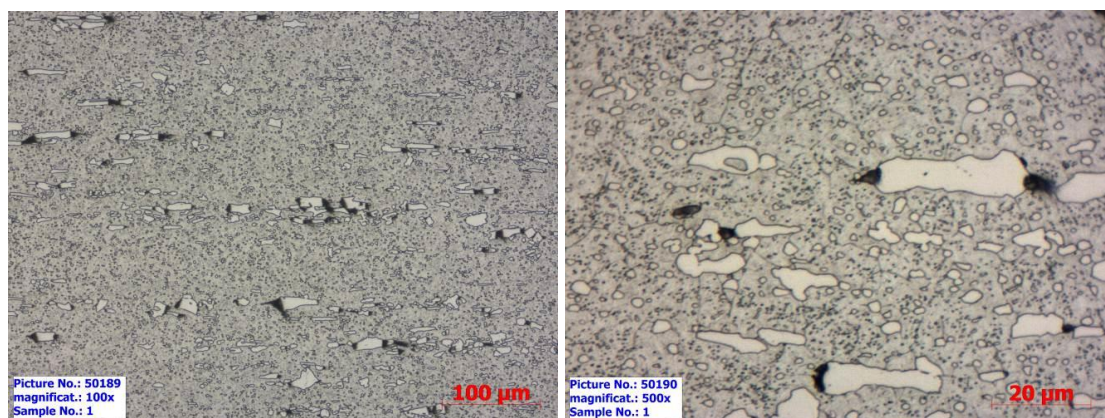
Z tabulky je patrné, že průměrné hodnoty nárazové práce u všech skupin vzorků jsou relativně nízké. Rovněž v některých případech je značná směrodatná odchylka, skupiny 5, 8 a 9. Nejvyšší hodnoty nárazové práce vykazovaly vzorky skupiny 7. K výslednému srovnání byla vzata průměrná hodnota nárazové práce s přihlédnutím na směrodatnou odchylku.

8.4 Mikrostruktura a velikost austenitického zrna

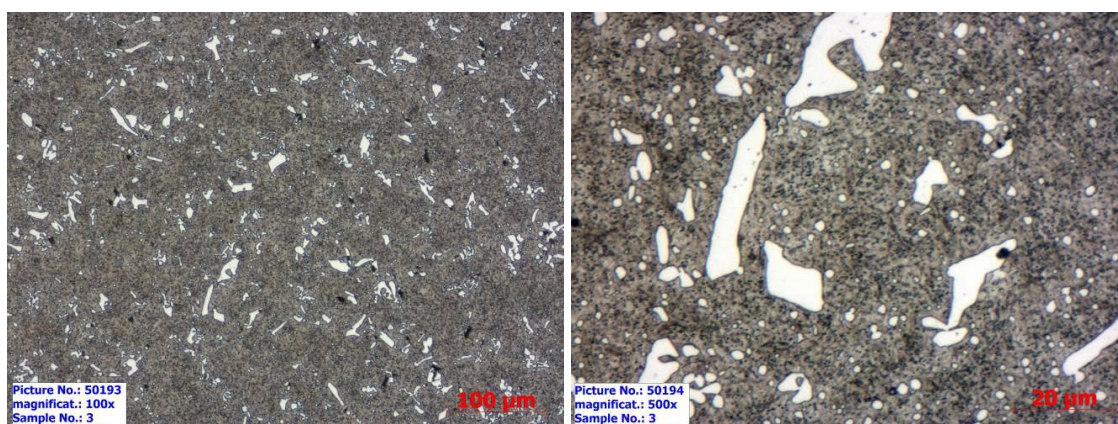
Určení velikosti austenitického zrna a hodnocení mikrostruktury proběhlo v metalografické laboratoři firmy ŽŽAS a. s. Velikost austenitického zrna byla určena podle normy ASTM E112-13 (oxidační metodou). Vzorky pro světelnou mikroskopii byly připraveny klasickým způsobem. Vzorky byly leptány leptadlem Nital 3% nebo Vilella Bain. Pozorování se uskutečnilo na světelném mikroskopu se zvětšením 100x a 500x. Ke každé sérii vzorků byl vypracován protokol s fotkami z mikroskopu. Vybrané snímky lze vidět na obr. 8.4 až obr. 8.8. Zbylé snímky jsou uvedeny v příloze.



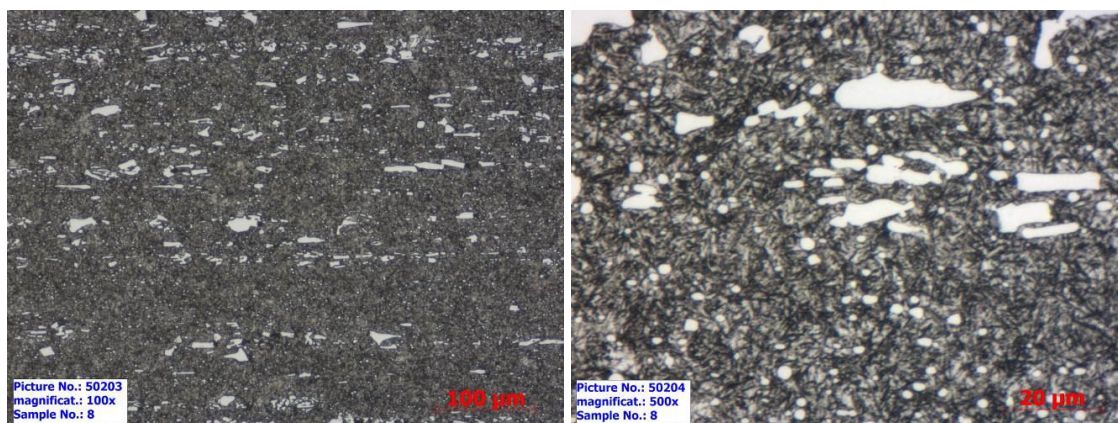
Obr. 8.4 – Snímek struktury po kalení z teploty 1015°C, ze které se vycházelo při určování velikosti austenitického zrna pro skupiny 1 až 3, zvětšení 100x. Leptáno Vilella Bain.



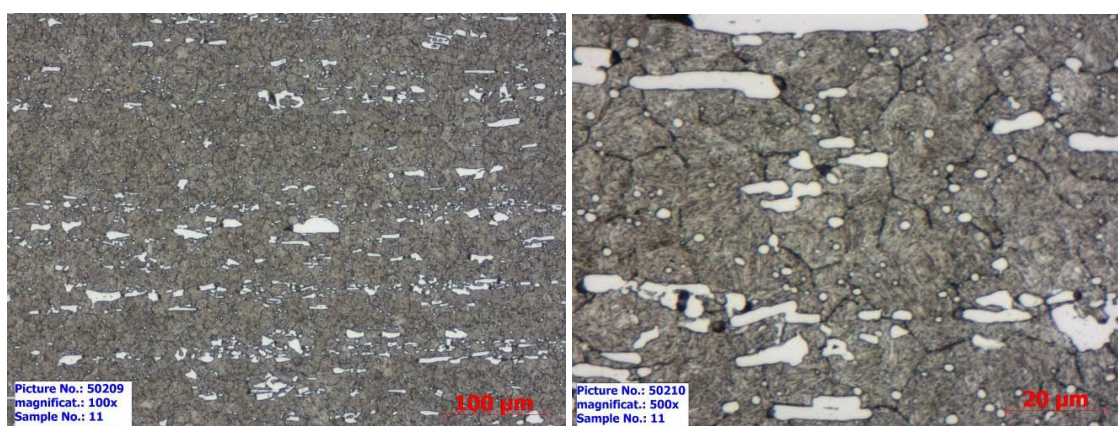
Obr. 8.5 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 1. Kaleno z teploty 1015°C, popuštěno 1x 200°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Nital 3%.



Obr. 8.6 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 3. Kaleno z teploty 1015°C, zmrazeno -180°C a popuštěno 1x 200°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



Obr. 8.7 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 8. Kaleno z teploty 1060°C, popuštěno 2x 555°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



Obr. 8.8 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 11. Kaleno z teploty 1060°C, popuštěno 1x 200°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.

U všech vzorků byla stanovena průměrná velikost austenitického zrna srovnávací metodou. V každém případě se rovnala číslu 7. Můžeme si všimnout, že ve všech strukturách je na první pohled patrné značné množství velkých, tvarově nepravidelných primárních karbidů, které jsou po tváření usměrněny v řádcích. Dále vedle primárních karbidů lze vidět eutektické karbidy, které jsou taktéž umístěny v řádcích, ve směru tváření.

Mikrostruktura na obr. 8.5 byla vytvořena režimem tepelného zpracování na primární tvrdost, konkrétněji kalením z teploty 1015°C a následným popouštěním na teplotu 200°C. Matrice je tvořena popuštěným martenzitem. Hranice původních austenitických zrn nejsou nijak výrazné. V matrici se vyskytují velice jemné sekundární karbidy legujících prvků, které jsou rovnoměrně rozděleny v celém objemu. Speciální precipitační karbidy vzhledem k technice pozorování nebyly zaznamenány. Jak bude prokázáno dále, tak na struktuře se podílí i určité množství zbytkového austenitu.

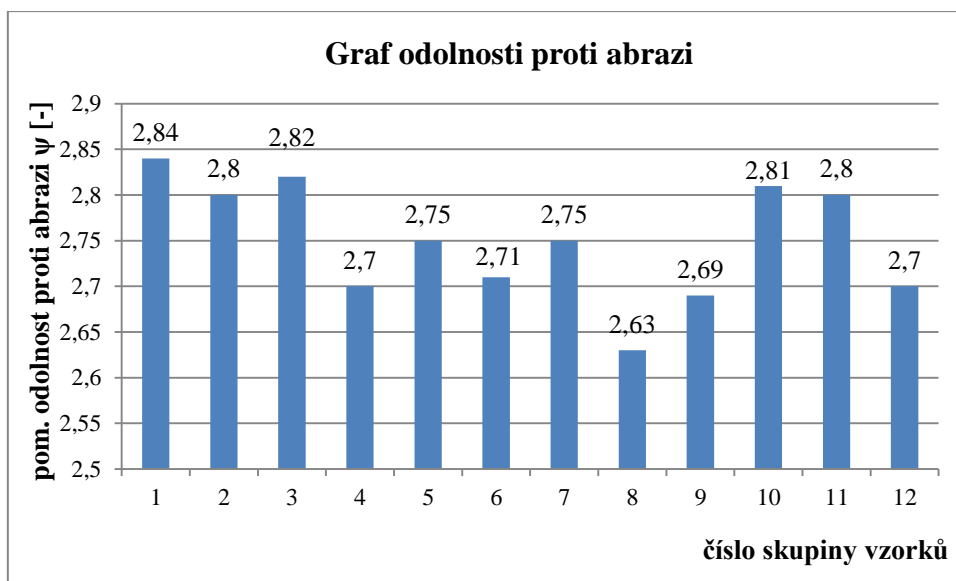
Na obr. 8.6 lze vidět strukturu připravenou režimem tepelného zpracování na primární tvrdost. Kaleno z teploty 1015°C, ihned po kalení bylo provedeno zmrazování na teplotu -180°C a popuštěno z teploty 200°C. Opět zde nejsou zřetelné hranice původních austenitických zrn. V matrici popuštěného martenzitu se vyskytují rovnoměrně rozložené drobné sekundární karbidy, kterých je v tomto případě větší množství než u vzorků skupiny 1.

Na obr. 8.7 je zobrazena struktura připravená tepelným zpracováním na sekundární tvrdost. Vzorky byly kaleny z teploty 1060°C a popuštěny 2x z teploty 555°C. Tvar a rozložení primárních a sekundárních karbidů zůstal nezměněný. Matrice je tvořena hrubšími jehlicemi popuštěného martenzitu, mezi kterými se nacházejí jemné karbidy legujících prvků s rovnoměrným rozložením. Hranice zrn nebyly zvláště výrazné. V tomto případě se dá uvažovat o velice malém podílu zbytkového austenitu vyskytujícího se ve struktuře.

Poslední příklad struktury v tomto oddílu práce je zobrazen na obr. 8.8. U této skupiny vzorků byla zvolena kalící teplota 1060°C, která je typická pro sekundární tvrdost. Avšak popouštění proběhlo pouze za teploty 200°C, což je obvyklé pro primární tvrdost. Matrici pak tvořily jemné jehlice popuštěného martenzitu společně s drobnými karbidy. Došlo také k zvýraznění hranic zrn.

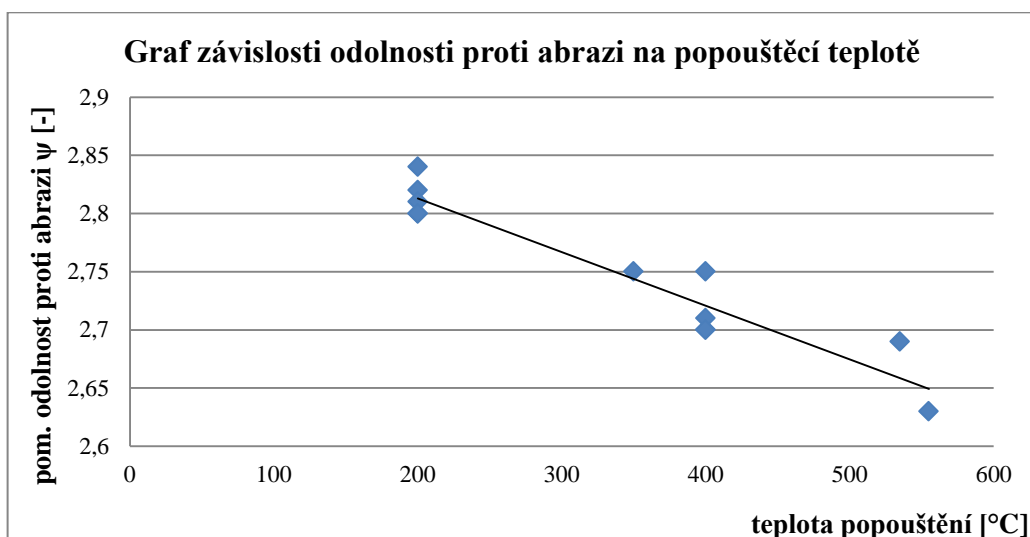
8.5 Zkouška otěru

Zkouška otěru byla realizována podle normy ČSN 01 5084 ve Státním výzkumném ústavu v Praze. Pro zkoušku byly vyrobeny a tepelně zpracovány standardní válečky o průměru 10 mm a délce 60 mm. Každá skupina vzorků obsahovala jeden zkušební váleček. Všechny zaznamenané hodnoty poměrné odolnosti proti abrazi byly uspořádány do grafu 4.



Graf 4 – Výsledky zkoušky odolnosti proti abrazivnímu opotřebení

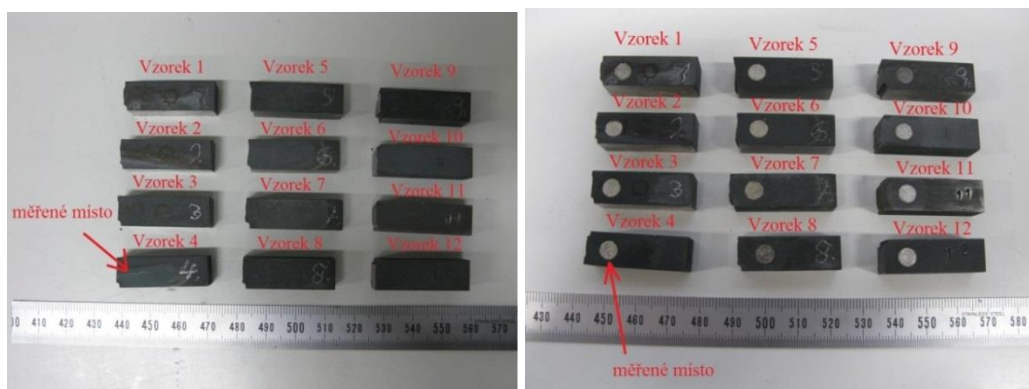
Vysokou ořezuvzdornost vykazovalo hned 5 skupin vzorků, které přesahovaly nebo se rovnaly hodnotě poměrné odolnosti proti abrazi 2,8. Překvapivě odolnost vůči abrazivnímu opotřebení vykazovala jasnou závislost na popouštěcí teplotě. Čím vyšší byla teplota během popouštění, tím nižší odolnost proti abrazi vzorky vykazovaly. Tato závislost je uvedena v grafu 5. V případě skupiny 3 nelze jednoznačně říci, že kryogenní zpracování má vliv na zlepšení ořezových vlastností oceli. Pro potvrzení této skutečnosti by bylo nutné otestovat více zkušebních vzorků.



Graf 5 – Závislost poměrného abrazivního opotřebení na popouštěcí teplotě.

8.6 Stanovení zbytkového austenitu

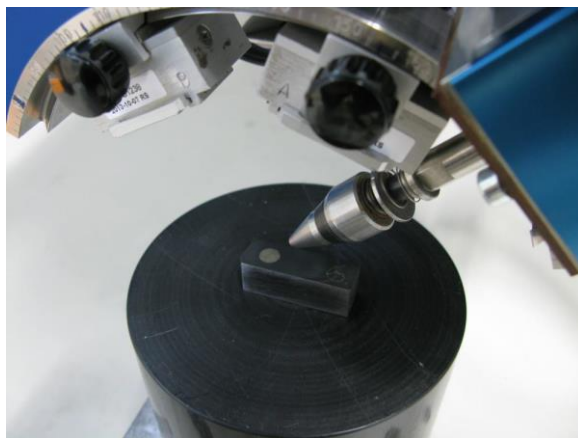
Množství zbytkového austenitu bylo stanoveno finskou firmou Stresstech Oy. Měření podstoupilo 12 přeražených vzorků po zkoušce rázem v ohybu obr. 8.9. Z důvodu nečistot na povrchu a dosažení přesnějších výsledků byl povrch vzorku v měřeném místě elektrolyticky očištěn. Výsledné hodnoty zbytkového austenitu byly určeny difraktometrem XSTRESS3000 obr. 8.10 [10] a obr. 8.11.



Obr. 8.9 – Dodané vzorky pro měření zbytkového austenitu. Vlevo před elektrolyzou a vpravo po elektrolyze.



Obr. 8.10 – Difraktometr XSTRESS3000 [21]



Obr. 8.11 – Nastavení difraktometru XSTRESS3000 při měření množství zbytkového austenitu

Výsledky měření před i po elektrolýze jsou zapsány v tab. 8.5. Před očištěním místa měření, měly vzorky vyšší množství zbytkového austenitu. Naměřené hodnoty mohly být zkresleny nečistotami na povrchu, proto v dalších popisech a úvahách budu komentovat pouze výsledky, které byly zjištěny po elektrolýze povrchu vzorku.

Nejvyšší množství zbytkového austenitu bylo naměřeno u vzorků skupiny 1 a to 13,2 % s odchylkou $\pm 1,3$ %. Naopak nejnižší množství měly vzorky skupiny 8 a 9, které se pohybovalo pod 1 %. Měřením se potvrdilo pravidlo, které říká, že při dostatečně vysoké teplotě popouštění dochází k přeměně zbytkového austenitu na martenzit, čímž je zbytkový austenit ze struktury téměř odstraněn. Kryogenním zpracováním se docílilo snížení obsahu zbytkového austenitu. Tento fakt lze pozorovat mezi skupinami vzorků 1, 2 a 3, u kterých byla kalící a popouštěcí teplota totožná ale vzorky skupiny 3 podstoupily ihned po kalení ochlazení na teplotu -180°C .

Tab. 8.5 – Výsledky měření zbytkového austenitu.

Vzorek	Před elektrolýzou		Po elektrolýze	
	Množství zbytkového austenitu [%]	Odchylka (\pm) [%]	Množství zbytkového austenitu [%]	Odchylka (\pm) [%]
1	10,7	1,1	13,2	1,3
2	10,2	1,7	10,6	0,2
3	16,2	3,6	3,1	0,6
4	18,5	4,4	3,8	0,1
5	15,9	5,1	7,3	0,9
6	6,1	0,6	12,1	1,0
7	12,6	2,6	11,4	0,7
8	11,5	9,7	<1	<1
9	8,4	3,5	<1	<1
10	44,2	2,2	4,3	1,0
11	9,2	4,8	8,9	1,5
12	22,5	13,4	10,0	0,4

8.7 Měření tvrdosti podle Rockwella

Zkouška tvrdosti byla provedena podle normy ČSN EN ISO 6508-1 [12] na zkušebním zařízení Škoda 1982 RB1 s kuželovým diamantovým indentorem. Na vybraném vzorku každé skupiny byla 4x změřena tvrdost po kalení a popouštění. Povrch vzorů před měřením musel být očištěn a zbaven oduhlčené vrstvy. Rozmezí, ve kterých se nacházely výsledky naměřené tvrdosti, jsou uvedeny v tab. 8.6.

Tab. 8.6 – Přehled výsledků měření tvrdosti podle Rockwella.

Skupina vzorků	Tvrdost po kalení [HRC]	Tvrdost po popouštění [HRC]
1.	61 - 62	60 - 60,5
2.	61 - 62	59 - 61
3.	61 - 62	59 - 59,5
4.	61 - 62	59 - 60,5
5.	61 - 62	58,5 - 60
6.	61 - 62	59 - 61
7.	60 - 61	60 - 61
8.	61 - 62	57 - 60
9.	62 - 63	59 - 61,5
10.	61,5 - 62	57 - 57,5
11.	60 - 62	60 - 62
12.	60 - 62	58 - 59,5

Ze změřených hodnot lze na první pohled vidět, že tepelným zpracováním na primární nebo sekundární tvrdost lze dosáhnout totožné tvrdosti. Důkazem toho jsou shodné hodnoty tvrdosti mezi skupinou 2, tepelně zpracovanou na primární tvrdost a skupinou 9, tepelně zpracovanou na sekundární tvrdost. Kryogenním zpracováním se nedosáhlo vyšších hodnot tvrdosti oproti klasickému tepelnému zpracování, provedenému u vzorků skupiny 1 a 2.

8.8 Přehled výsledků

Pro lepší přehled byly všechny dílčí výsledky uspořádány do tab. 8.7.

Tab. 8.7 – Přehled všech výsledků pro každou skupinu vzorků.

Číslo testu	Tvrдост po kalení [HRC]	Tvrдост po popouštění [HRC]	Nárazová práce KU2 [J]	Poměrná odolnost proti abrazi ψ [-]	Zbytkový austenit [%]		Velikost zrna	Kalicí teplota [°C]	Popouštěcí teplota(y) [°C]
					Před elektrolýzou	Po elektrolýze			
1.	61 - 62	60 - 60,5	8,7	2,84	10,7 ± 1,1	13,2 ± 1,3	7	1015°C / 30 min	200°C / 120 min
2.	61 - 62	59 - 61	10,4	2,8	10,2 ± 1,7	10,6 ± 0,2	7	1015°C / 30 min	2x 200°C / 120 min
3.	61 - 62	59 - 59,5	7,8	2,82	16,2 ± 3,6	3,1 ± 0,6	7	1015°C / 30 min	-180°C / 240 min; 200°C / 120 min*
4.	62	59 - 60,5	7,8	2,7	18,5 ± 4,4	3,8 ± 0,1	7	1020°C / 20 min	400°C / 120 min
5.	62	58,5 - 60	8,1	2,75	15,9 ± 5,1	7,3 ± 0,9	7	1020°C / 20 min	2x 400°C / 120 min
6.	62	59 - 61	8	2,71	6,1 ± 0,6	12,1 ± 1,0	7	1020°C / 20 min	3x 400°C / 120 min
7.	60	60 - 61	12,3	2,75	12,6 ± 2,6	11,4 ± 0,7	7	1015°C / 20 min	350°C / 120 min
8.	62	57 - 60	7,5	2,63	11,5 ± 9,7	<1 ± <1	7	1060°C / 25 min	2x 555°C / 120 min
9.	62 - 63	59 - 61,5	6	2,69	8,4 ± 3,5	<1 ± <1	7	1035°C / 25 min	535°C / 120 min
10.	61,5 - 62	57 - 57,5	11,9	2,81	44,2 ± 2,2	4,3 ± 1,0	7	1040°C / 25 min	200°C / 120 min
11.	60 - 62	60 - 62	10	2,8	9,2 ± 4,8	8,9 ± 1,5	7	1060°C / 25 min	200°C / 120 min
12.	60 - 62	58 - 59,5	10,2	2,7	22,5 ± 13,4	10 ± 0,4	7	1060°C / 25 min	200°C / 120 min; 400°C / 120 min

9. Diskuze výsledků

V předložené diplomové práci byly určeny vybrané vlastnosti ledeburitické chrom-vanadové nástrojové oceli 1.2379, používané pro nástroje pracující za studena. Celkem bylo vyhodnocováno 12 skupin vzorků, z nichž 11 podstoupilo klasické tepelné zpracování, a 3. skupina vzorků byla podrobena kryogennímu tepelnému zpracování s ochlazením na teplotu -180°C . Tvrdost primárního nebo sekundárního charakteru byla dosažena obvyklými postupy. Některé režimy tepelného zpracování se skládaly z vyšší kalící teploty, která je typická pro sekundární tvrdost a nižší popouštěcí teploty, běžné pro primární tvrdost (skupiny 10 a 11). Oběma typy tepelného zpracování lze dosáhnout tvrdosti v rozmezí 58 ± 1 HRC, která je nejčastěji předepsána pro nože používané v praxi.

Výsledky nárazové práce některých skupin byly velmi nevyrovnané, příkladem jsou skupiny 5 a 9. V těchto případech se rozptyl hodnot pohyboval od 5 do 22 J. Nejnížší nárazovou práci měli skupiny vzorků 8 a 9. Tyto vzorky byly zpracovány na sekundární tvrdost a jejich popouštěcí teploty se pohybovaly nad 535°C . Naopak nejvyšší hodnoty nárazové práce měly vzorky skupiny 7 a 10, jejichž popouštěcí teploty nepřesahovaly 350°C , tvrdost těchto vzorků má primární charakter. Ocel, kterou se zabývá tato práce, vykazuje nižší hodnoty nárazové práce s rostoucí popouštěcí teplotou. Popisované chování není zcela běžné mezi nástrojovými oceli, sám výrobce píše ve svém katalogu [20] o opačném chování houževnatosti v závislosti na popouštěcí teplotě. Ve starších literaturách [22] se lze dočíst pouček o vyšší houževnatosti nástrojových ocelí s rostoucí popouštěcí teplotou. Na druhé straně, kniha o nástrojových ocelích ledeburitického typu [1] potvrzuje chování stanovené experimentem a také ho vysvětluje zvýšeným podílem zbytkového austenitu ve struktuře. Tento fakt byl potvrzený u vzorků skupiny 8 a 9, které ve své struktuře měly dle měření méně než 1 % zbytkového austenitu a vykazovaly nejnížší hodnoty nárazové práce.

Hodnoty poměrné odolnosti vůči abrazi vykazují lineární závislost na výši popouštěcí teploty, jak je názorně uvedeno v grafu 5. S rostoucí popouštěcí teplotou klesá odolnost proti abrazi. Domnívám se, že navzdory vyloučení speciálních precipitačních karbidů legujících prvků a transformací zbytkového austenitu na martenzit, klesá schopnost matrice odolávat abrazivnímu opotřebení, protože se zvyšuje stupeň popuštění martenzitické struktury vzniklé po kalení.

Kryogenní tepelné zpracování mělo prokazatelný vliv na snížení hodnoty zbytkového austenitu v porovnání se skupinami vzorků 1 a 2. V práci Strattona [23] je uvedeno, že kryogenní tepelné zpracování oceli 1.2379 může zvýšit otěruvzdornost nástroje až o 817%. Výsledky v mé práci však nepotvrzují jakékoliv zlepšení odolnosti vůči abrazi. Pozorovaná mikrostruktura obsahovala větší množství jemných karbidů v matici oproti strukturám klasicky tepelně zpracovaným.

Metalografickým pozorováním byla zjištěna u všech vzorků karbidická řádkovitost. Karbidy v řádcích jsou nejčastěji původu primárního a eutektického, které se neúčastní tepelného zpracování a proto je nelze odstranit. S růstem kalící teploty roste i výraznost hranic zrn. Ve struktuře skupiny 10 nebo 11, které byly kaleny z teploty 1060°C byly hranice zrna nejvýraznější. Základní martenzitická matrice popuštěná z vyšší teploty byla hrubější a výraznější na rozdíl od martenzitické struktury popuštěné na nižší teplotu, která působila homogenně, bez výrazných martenzitických jehlic. Pro všechny vzorky byla shodně určena velikost zrna, tudíž kalící teplota v rozmezí 1015°C až 1060°C neměla vliv na změnu velikosti zrna.

10. Závěr

V této práci byla zkoumána nástrojová chrom ledeburitická ocel 1.2379 používaná na nástroje pro práci za studena. Záměrem této práce bylo navrhnout optimální režim tepelného zpracování, s ohledem na použití oceli v konkrétní aplikaci představené v 7. kapitole. K tomu posloužily výsledky z provedených testů, na základě nichž lze shrnout poznatky do několika bodů.

- Požadovanou tvrdost nástroje lze docílit jak tepelným zpracováním na primární tvrdost, tak na sekundární tvrdost.
- Houževnatost oceli byla po popouštění na primární tvrdost vyšší než po popouštění na sekundární tvrdost.
- Množství zbytkového austenitu ve struktuře se po popouštění na teplotu 535°C a výš, snížilo na méně než 1%.
- Odolnost proti abrazivnímu opotřebení lineárně klesala s rostoucí popouštěcí teplotou.
- Kryogenní tepelné zpracování nemělo výrazný pozitivní vliv na hodnocené vlastnosti.
- V intervalu kalících teplot od 1015°C do 1060°C nedošlo ke změně velikosti zrna.
- V mikrostruktuře se vyskytují karbidické fáze usměrněné v řádcích, které již nelze odstranit tepelným zpracováním, a vlastnosti materiálu budou směrově závislé.

Z předložených faktů vyplívá jasný závěr. Nejvhodnější způsob tepelného zpracování oceli 1.2379 pro nástroje pracující za studena se jeví kalení z teploty 1040°C a popouštění na 200°C – skupina č. 10. Je nutné ale zdůraznit, že tímto režimem nebude dosažena maximální možná tvrdost oceli. Z pohledu nákladů na výrobu je tento způsob tepelného zpracování na primární tvrdost výhodnější, protože postačuje pouze jeden cyklus popouštění.

Použitá literatura

- [1] JURČI, Peter. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [2] Bungardt, K., Kunze, E., Horn, E.: Arch. Eisenhüttenw. 29 (1957). 193.
- [3] Femunt, P., Krejčík, J., Podrábský, T.: *Nástrojové oceli*, Dům techniky Brno, 1994
- [4] De Mello, J.D.B., Durand-Charre, M., Mathia, T.: Mater. Sci Eng. 78 (1986), 127.
- [5] Autorský kolektiv POLDI: *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití*, 1. Vyd., Kladno, 1986.
- [6] Prospektová literatura Uddeholm AB Vanadis 6.
- [7] TOBOLÍK, S. *Vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti nástrojových ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014. 53 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Eva Novotná, Ph.D., Paed IGIP.
- [8] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 1. vyd. Brno: CERM, 1999, 350 s. ISBN 80-720-4130-4.
- [9] The Production Line. *Uddeholm* [online]. [cit. 2016-05-17]. Dostupné z: <http://www.uddeholm.com/the-production-line.php>
- [10] Kulmburg, A. a kol.: Härtereit-Tech.Mitt. 47 (1992), 318.
- [11] Stratton, P. F.: In.: Proc. of the 1st Int. Conf. on Heat Treatment and Surf. Engng. of Tools and Dies, Pula, Croatia, 8.-11.6.2005, 11.
- [12] ČSN EN ISO 6508-1. *Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Rockwella - Část 1: Zkušební metoda*. Praha: Český normalizační institut, 2015
- [13] VELES, Pavol. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov*. 2. vyd. Bratislava: Alfa, 1989. Edícia hutníckej literatury.
- [14] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, c2003. ISBN 80-720-4283-1.
- [15] Prospektová literatura Olympus. DSX510, DSX510i [online]. [cit. 2016-05-17]. Dostupné z: http://cache.olympus-ims.com/downloads/storage/276826227/DSX510_510i.en.ver1d.pdf?__gda__=1463468051_f22cc70190f2c7703dd00cda31af1f03
- [16] ASTM E112-13. *Standart Test Methods for Determining Average Grain Size*. ASTM International, 2013.
- [17] ČSN 01 5084. *Stanovení odolnosti kovových materiálů proti abrazivnímu opotřebení na brusném plátně*. Praha: Český normalizační institut, 1973.

[18] *Determination of Volume Percent Retained Austenite by X-Ray Diffraction* [online]. In: . 2006, s. 3 [cit. 2016-05-17]. Dostupné z: http://www.lambdatechs.com/documents/dn_33.pdf

[19] Prospektová literatura Lindner Recyklingtech [online]. [cit. 2016-05-17]. Dostupné z: http://www.l-rt.com/files/power_komet_e_brochure.pdf

[20] Prospektová literatura Böhler. K110 [online]. [cit. 2016-05-17]. Dostupné z: <http://www.bohler.cz/czech/files/downloads/K110.pdf>

[21] Prospektová literatura Stresstech Group. Xstress 3000 G2 / G2R [online]. [cit. 2016-05-17]. Dostupné z: http://www.stresstechgroup.com/files/upload_pdf/1060756/Xr3000k_XSTRESS_3000_G2_G2R_English_standard.pdf

[22] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. 4. vyd. Praha: SNTL, 1983, 342 s.

[23] Stratton, P. F.: Proc. of the 1st Int. Conf. on Heat Treatment and Surf. Engng. of Tools and Dies, Pula, Croatia, 8.-11.6.2005, 11.

Seznam příloh

Příloha 1 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 2.

Příloha 2 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 4.

Příloha 3 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 5.

Příloha 4 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 6.

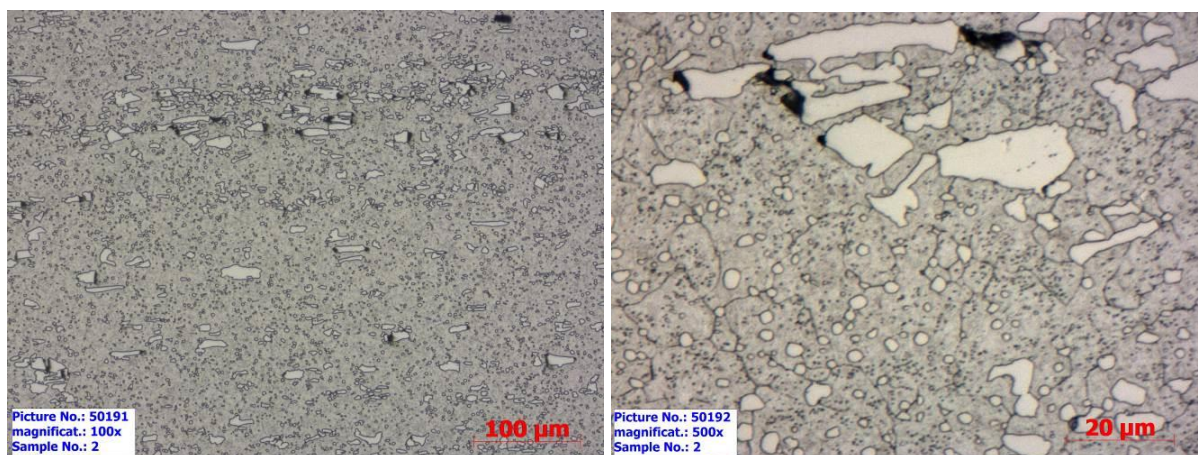
Příloha 5 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 7.

Příloha 6 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 9.

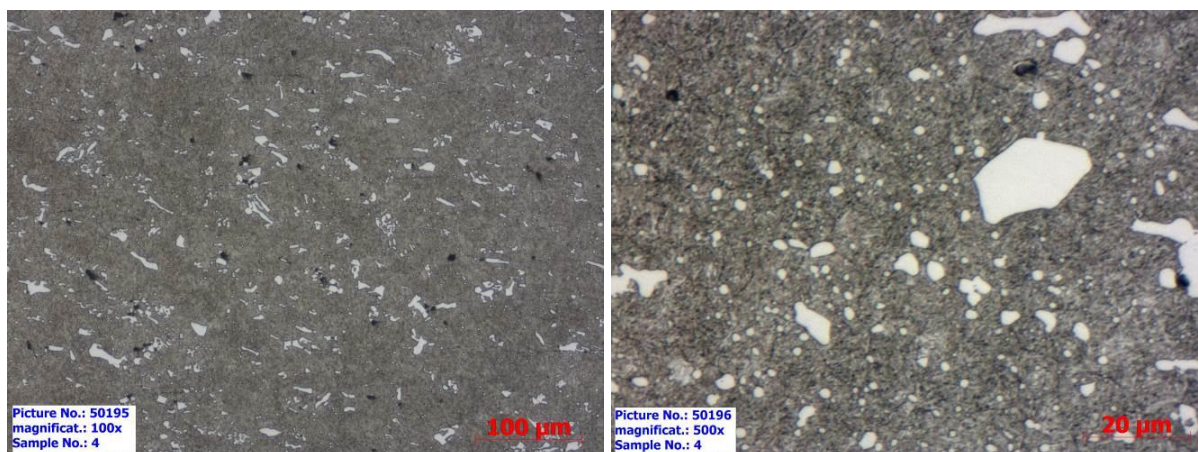
Příloha 7 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 10.

Příloha 8 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 12.

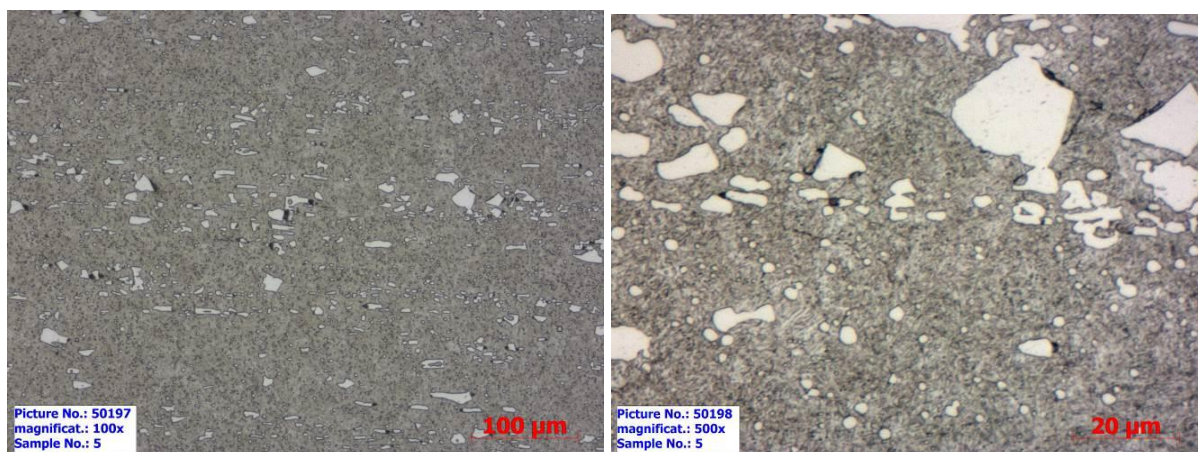
Přílohy



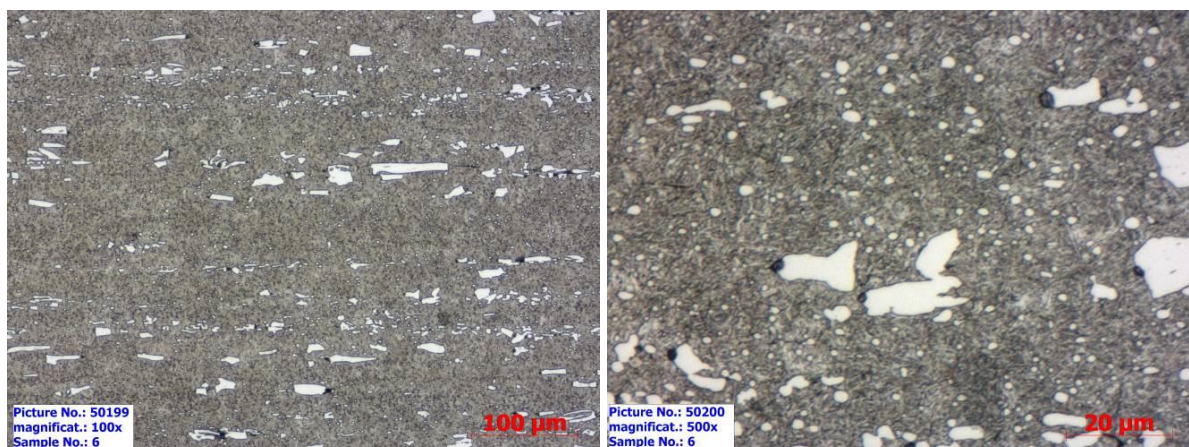
Příloha 1 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 2. Kaleno z teploty 1015°C, popuštěno 2x 200°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Nitalém 3%.



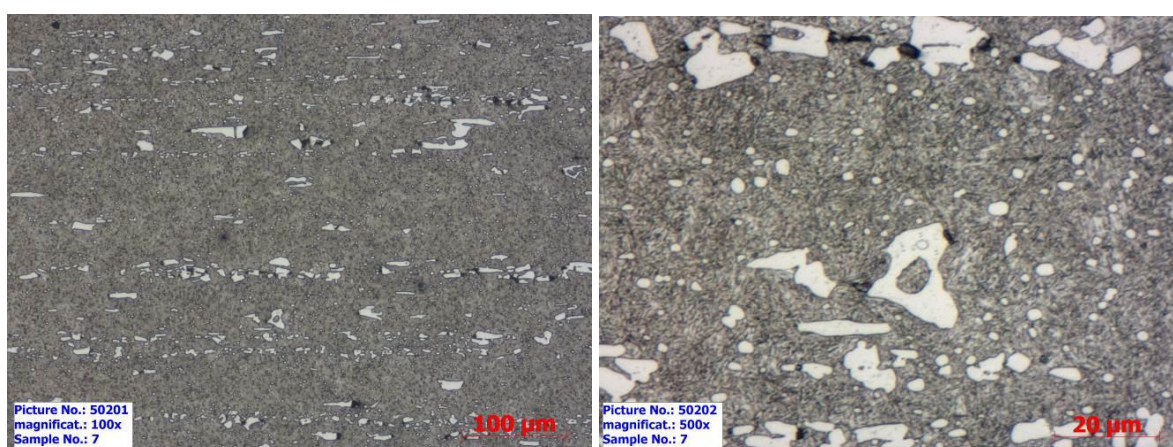
Příloha 2 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 4. Kaleno z teploty 1020°C, popuštěno 1x 400°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



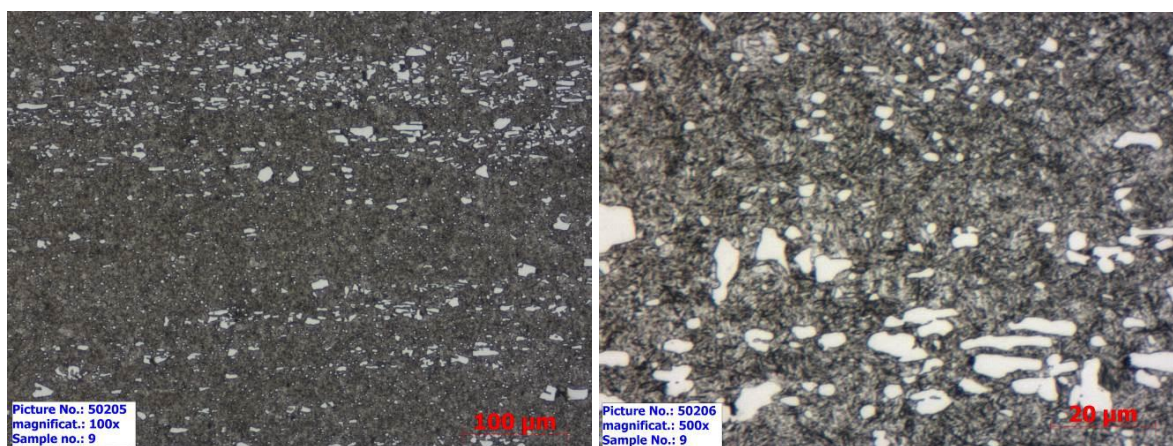
Příloha 3 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 5. Kaleno z teploty 1020°C, popuštěno 2x 400°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



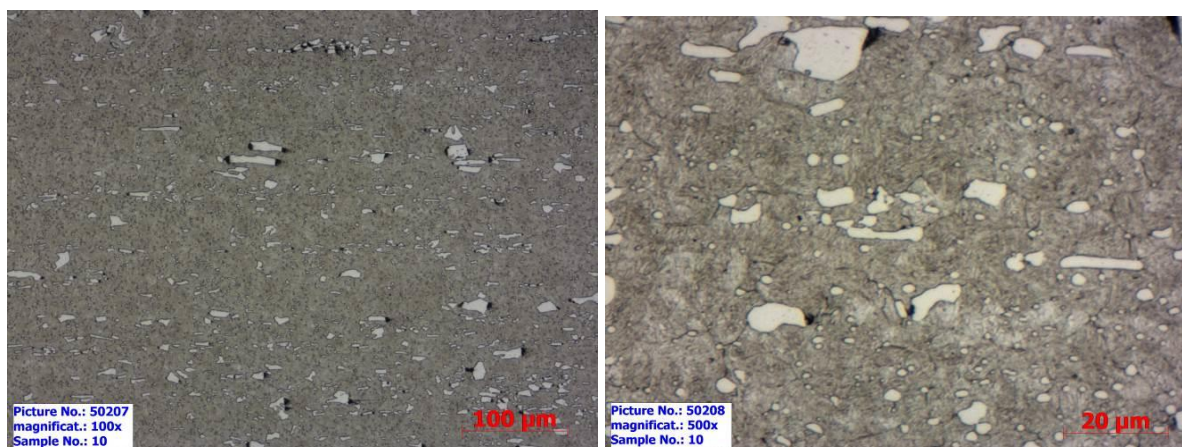
Příloha 4 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 6. Kaleno z teploty 1020°C, popuštěno 3x 400°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



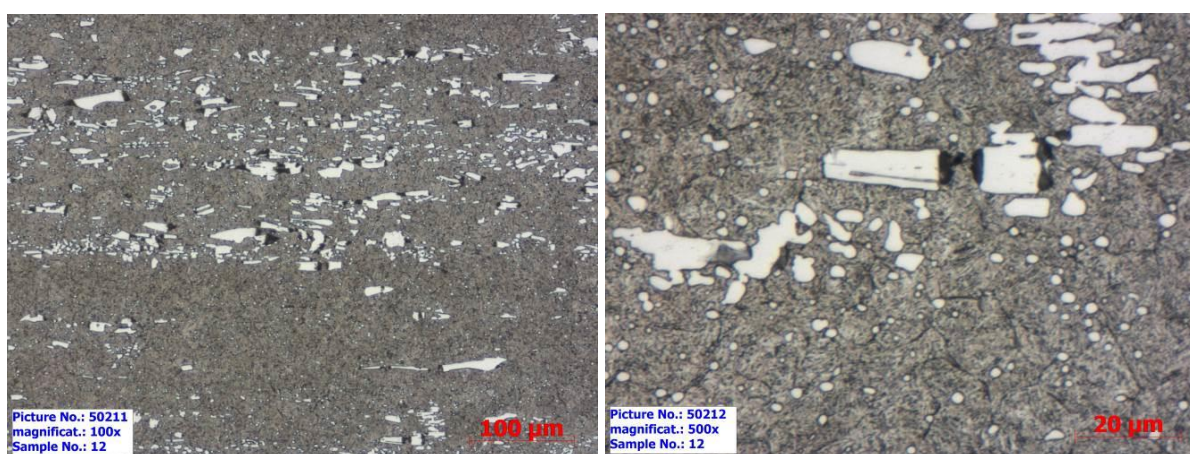
Příloha 5 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 7. Kaleno z teploty 1015°C, popuštěno 1x 350°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



Příloha 6 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 9. Kaleno z teploty 1035°C, popuštěno 1x 535°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



Příloha 7 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 10. Kaleno z teploty 1040°C, popuštěno 1x 200°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.



Příloha 8 – Snímky struktury skupiny vzorků číslo 12. Kaleno z teploty 1060°C, popuštěno 1x 200°C a 1x 400°C. Zvětšení vlevo 100x, vpravo 500x. Leptáno Vilella Bain.